

Министерство образования и науки Российской Федерации

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

ФГАУО ВПО "УрФУ имени первого президента России Б.Н. Ельцина" или УрФУ

УТВЕРЖДАЮ

Ректор ФГАУО ВПО УрФУ

_____ *В.А. Кокишаров*

«___» _____ 2010 г.

ОТЧЕТ
О ВЫПОЛНЕННОЙ РАБОТЕ

по Государственному контракту № 14.741.11.0046 от «01» сентября 2010 г.

«Организационно-техническое обеспечение проведения Международной научной школы для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов»
(Итоговый)

Руководитель работ: *д.т.н., профессор*

подпись, дата

А.А. Попов

Екатеринбург 2010

Реферат

Целью выполнения работ явилась активизация научной деятельности студентов, повышение научной квалификации молодых ученых в области материаловедения и металлофизики легких сплавов, вовлечение молодежи в науку и профессиональную деятельность, подготовка современных специалистов международного уровня.

Основное содержание работы – техническое обеспечение Международной научной школы для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов» (далее – Школа), обеспечение оперативного информирования участников Школы, разработка программы и графика Школы, подготовка и выпуск публикаций по результатам Школы, подготовка и проведение круглых столов по результатам Школы.

Результат работы – отчет о выполненной работе, включающий в себя: подготовленные научно-методические и информационные материалы, информацию об участии в работе Школы известных российских и зарубежных ученых, описание обеспечения оперативного информирования участников, перечень публикаций по результатам работы Школы, результаты анализа эффективности освоения молодыми исследователями и преподавателями лучших научных и методических отечественных и мировых достижений в избранной научной области.

Подготовлены предложения по повышению эффективности научной / инновационной деятельности, по тематикам проведения дальнейших конференций и школ, по анализу работ молодых ученых, по повышению информированности общественности о результатах научной / научно-инновационной деятельности и проектах, реализуемых образовательными и научными учреждениями.

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
1. Содержание выполненных работ	5
1.1. Техническое обеспечение Школы	5
1.2. Организационно-аналитическое обеспечение Школы	5
1.3. Информационно-методическое обеспечение Конференции	6
2. Результаты работы	7
3. Выполнение показателей программного мероприятия Программы в рамках данной работы	7
4. Результаты оценки эффективности освоения знаний по итогам проведения Школы	8
5. Области и направления использования и внедрения полученных результатов	8
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	10
Приложение А	11
Приложение Б	12
Приложение В	13
Приложение Г	23
Приложение Д	24
Приложение Е	217
Приложение Ж	219

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность настоящей работы обусловлена, с одной стороны, большим интересом к теме "Материаловедение и металлофизика легких сплавов" в современной науке, с другой стороны, ее недостаточной разработанностью. Рассмотрение вопросов связанных с данной тематикой носит как теоретическую, так и практическую значимость.

Легкие металлы – металлы высоких технологий, на основе которых создается новая техника и конструкционные материалы, благоприятно влияющие на условия жизнеобеспечения человека, а также способствующие повышению экологической безопасности и энергосбережения. По объему потребления легких металлов – магния, лития и, в первую очередь, алюминия, зарубежные эксперты оценивают эффективность экономики и уровень технического прогресса страны.

Результаты работы Школы нацелены на:

- 1.Создание принципиально новой продукции (материалов, технологий);
- 2.Улучшение технико-экономических характеристик и потребительских свойств существующей продукции;
- 3.Повышение уровня науки и образования за счет кооперации и повышения мобильности молодых ученых.

Целью проведения Школы является активизация научной деятельности студентов, повышение научной квалификации молодых ученых в области материаловедения и металлофизики легких сплавов, вовлечение молодежи в науку и профессиональную деятельность, подготовка современных специалистов международного уровня.

1. Содержание выполненных работ

1.1. Техническое обеспечение Школы

В процессе работы было осуществлено:

- обеспечение оперативного информирования участников мероприятия посредством рассылки информационных писем (Приложение А) на электронные адреса и с помощью сайта Школы (<http://conf.tofm-urfu.ru/main>);
- сбор тезисов выступлений и предпечатная подготовка;
- тиражирование и распространение раздаточных материалов, таких как блокноты и текстильные папки с эмблемой Школы (Приложение Б), программа Школы (Приложение В);
- подготовка / обеспечение аудиторий и мультимедийного оборудования для проведения Школы.

Открытие Школы состоялось в стенах УрФУ. УрФУ располагает всеми необходимыми для проведения Школы ресурсами – аудиториями, компьютерным, мультимедийным и демонстрационным оборудованием, доступом в сеть Интернет, телефоном/факсом. С компьютеров Уральского федерального университета возможен доступ к электронным ресурсам издательства Elsevier, а так же к научной поисковой системе Scopus.

Все участники Школы были обеспечены информационной литературой (программа мероприятия, сборник трудов Школы и т.д.), кроме того, была организована экскурсия по современным лабораториям УрФУ, позволяющим производить исследования структуры, свойств легких сплавов.

Основная часть Школы проводилась на территории базы отдыха «Хрустальная», расположенной в 30 км от г. Екатеринбурга. Даная база отдыха оснащена конференц-залами с необходимым мультимедийным оборудованием.

1.2. Организационно-аналитическое обеспечение Школы

В процессе работы было осуществлено:

- разработка программы и графика Школы (Приложение В)

Программа Школы для молодежи состоит из трех основных частей:

- обзорные доклады (продолжительностью 45 минут);
- пленарные доклады молодых ученых, аспирантов, молодых преподавателей и студентов (продолжительностью 20 минут);
- стендовые доклады (3-5 секций по 5-15 докладов);
- подготовка и чтение лекций / докладов, проведение семинаров / круглых столов и т.п. по тематике Школы;
- анализ результатов проверки эффективного освоения молодыми исследователями и преподавателями лучших научных и методических отечественных и мировых достижений в избранной научной области по результатам проведения Школы (Приложение Г, Д).

1.3. Информационно-методическое обеспечение Конференции

В процессе работы было осуществлено:

- подготовка / издание сборника тезисов и статей по результатам Школы (Приложение Е);
- подготовка и выпуск публикаций по результатам Школы (подготовка учебных пособий «Металловедение и металлофизика легких сплавов» на основе лекций пленарных докладчиков Школы, Приложение Ж);
- создание и оперативная поддержка специального сайта или веб-страницы, подготовка информации для размещения на сайте (<http://conf.tofm-urfu.ru/main>);
- реализация системы мер, направленных на информационное сопровождение подготовки и проведения Школы и освещения результатов, размещение информации в СМИ федерального, регионального и институционального уровней (Приложение З);
- создание и поддержка базы данных о молодых ученых – участниках Школы (вся информация об участниках Школы с их электронными адресами размещена на сайте <http://conf.tofm-urfu.ru/main>);

2. Результаты работы

Для информирования участников конференции был сделан сайт Школы (<http://conf.tofm-urfu.ru/main>), где помещена основная информация о проведении Школы, информационное письмо (Приложение А), программа Школы (Приложение В).

В работе школы принимали участие ведущие российские и зарубежные ученые:

А. А. Попов, заслуженный деятель науки РФ, проф., проректор по научной работе УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, Россия

В.М. Счастливцев, академик РАН, ИФМ УрО РАН, Россия

О.М. Ивасишин, академик НАНУ, Институт металлофизики, Украина

С.Я. Бецофен, проф., РГТУ МАТИ, Россия

Г.А. Салищев, проф., Центр наноструктурных материалов и нанотехнологий БелГУ, Россия

В.Г. Пушин, проф., д.ф-м.н., ИФМ УрО РАН, Россия

Ю.Н. Логинов, проф., д.т.н., УрФУ, Россия

В.А. Лебедев, проф., д.т.н., УрФУ, Россия

В.М. Замятин проф., д.т.н., УрФУ, Россия

Всего в работе Школы приняло участие 313 ученых, из которых 218 – молодые ученые в возрасте до 35 лет. Участники представляли свои устные и стендовые доклады, часть участников являлись слушателями.

Перечень публикаций и сверстный сборник по результатам работы Школы представлен в Приложении Е, Ж.

Для анализа эффективности освоения молодыми исследователями и преподавателями лучших научных и методических отечественных и мировых достижений в избранной научной области осуществлялось тестирования. Пример теста и итоги тестирования приведены в Приложении Г и Д соответственно.

3. Выполнение показателей программного мероприятия Программы в рамках данной работы

В процессе выполнения работы были учтены следующие значения показателей и индикаторов программного мероприятия.

№	Наименование индикаторов (индекс И) и показателей (индекс П)	Ед. измер.	Плановое Значение	Фактическое значение
1	Число участников Школы в возрасте до 35 лет на момент окончания соответствующего отчетного периода	чел.	210	218
2.	Доля привлеченных на выполнение работ внебюджетных средств от объема средств федерального бюджета	%	20	26,6
3	Общее число участников Школы	чел.	300	313

4. Результаты оценки эффективности освоения знаний по итогам проведения Школы

Для анализа эффективности освоения молодыми исследователями и преподавателями лучших научных и методических отечественных и мировых достижений в избранной научной области осуществлялось тестирование. Пример теста и итоги тестирования приведены в Приложении Г и Д соответственно.

5. Области и направления использования и внедрения полученных результатов

Результаты работы Школы нацелены на:

1. Создание принципиально новой продукции (материалов, технологий);
2. Улучшение технико-экономических характеристик и потребительских свойств существующей продукции;
3. Повышение уровня науки и образования за счет кооперации и повышения мобильности молодых ученых.
4. Анализ работ молодых ученых, проведенных в рамках интеграции, начатых в студенческие годы, продолженные во время обучения в магистратуре и аспирантуре;
5. Разработку рекомендаций для направления в печать статей по материалам представленных докладов;
6. Разработку рекомендаций по тематикам проведения дальнейших конференций;

7. Повышение информированности общественности о результатах научной / научно-инновационной деятельности и проектах, реализуемых образовательными и научными учреждениями (организациями);

8. Повышения эффективности научной / инновационной деятельности организаций (учреждений);

9. активизации участия коллективов (прежде всего, молодежных) образовательных и научных учреждений (организаций) в реализации научных и отраслевых программ;

10. Расширение конспектов лекций для проведения лабораторного практикума для студентов за счет материалов докладов Школы.

11. Формирование учебных пособий на базе лекций и докладов Школы. Собранные презентации и видеозаписи лекций планируется выложить на сайт кафедры.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе работы Школы были созданы условия для эффективного освоения молодыми исследователями и преподавателями лучших научных и методических отечественных и мировых достижений в избранной научной области. Для информирования участников конференции был сделан сайт Школы (<http://conf.tofm-urfu.ru/main>), где помещена основная информация о проведении Школы. В работе школы принимали участие ведущие российские и зарубежные ученые. Был издан сборник тезисов по результатам Школы и производится подготовка к изданию учебных пособий «Металловедение и металлофизика легких сплавов» на основе лекций пленарных докладчиков Школы.

В процессе работы Школы была произведена активизация научной деятельности студентов, повышение научной квалификации молодых ученых в области материаловедения и металлофизики легких сплавов, вовлечение молодежи в науку и профессиональную деятельность, подготовка современных специалистов международного уровня.

Результаты работы Школы было рекомендовано использовать для создания принципиально новой продукции (материалов, технологий); улучшения технико-экономических характеристик и потребительских свойств существующей продукции; повышения уровня науки и образования за счет кооперации и повышения мобильности молодых ученых; анализа работ молодых ученых, проведенных в рамках интеграции, начатых в студенческие годы, продолженные во время обучения в магистратуре и аспирантуре; разработки рекомендаций для направления в печать статей по материалам представленных докладов; разработки рекомендаций по тематикам проведения дальнейших конференций; повышения информированности общественности о результатах научной / научно-инновационной деятельности и проектах, реализуемых образовательными и научными учреждениями (организациями); повышения эффективности научной / инновационной деятельности организаций (учреждений); активизации участия коллективов (прежде всего, молодежных) образовательных и научных учреждений (организаций) в реализации научных и отраслевых программ; расширения конспектов лекций для проведения лабораторного практикума для студентов за счет материалов докладов Школы; формирование учебных пособий на базе лекций и докладов Школы. Собранные презентации и видеозаписи лекций планируется выложить на сайт кафедры.

Приложение А
Первое информационное письмо

Уважаемые коллеги!

Кафедра Термообработки и физики металлов Уральского Федерального Университета в **ноябре 2010 г.** проводит международную научную школу для молодежи

Материаловедение и металлофизика легких сплавов.

Предполагается заслушать и обсудить устные и стендовые доклады по следующим направлениям:

1. Методы получения легких металлов и сплавов на их основе.
2. Фазовые и структурные превращения в легких сплавах в условиях традиционных и экстремальных методов воздействий.
3. Перспективные легкие материалы и технологии обработки. Нанокристаллические и композиционные материалы: получение и методы исследования.
4. Способы повышения конструкционной прочности легких сплавов и материалов.
5. Прогрессивные технологии термической, химико-термической и термомеханической обработки легких металлических материалов.
6. Современные методы исследования структуры и свойств легких металлических материалов. Аппаратура, программное обеспечение, методы моделирования и расчетов легких металлических материалов.
7. Применение легких сплавов и материалов.

Зарегистрироваться и получить дополнительную информацию по конференциям Вы можете на сайте conf.tofm-urfu.ru.

Регистрация участников продлится до **20 сентября 2010 г.**

Прием тезисов продлится до **1 октября 2010 г.**

С уважением,

Оргкомитет международной научной школы для молодежи

Приложение Б
Раздаточный материал



Приложение В

Программа Школы

*Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б.Н.Ельцина*

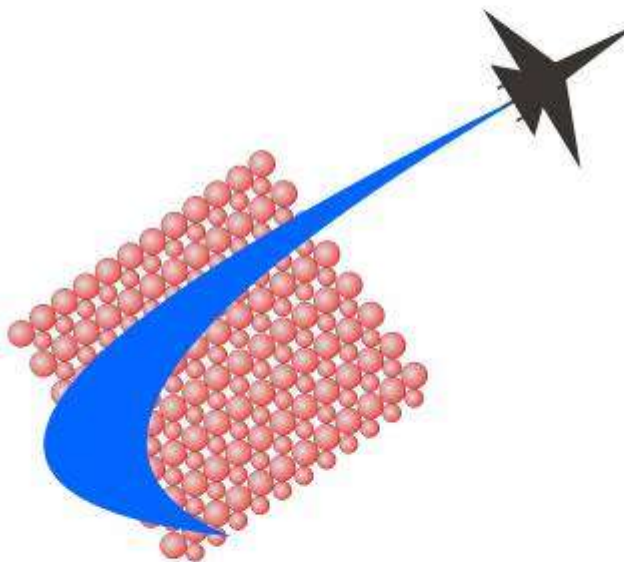
*Научно-образовательный центр «Новые металлосодержащие материалы и
технологии металлургии»*

*При поддержке федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические
кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (государственный контракт №
14.741.11.0046)*

ПРОГРАММА

Международная научная школа для молодежи

*Материаловедение и металлофизика
легких сплавов*



*8-12 ноября 2010 г.
Екатеринбург*

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Председатель

Попов Артемий Александрович - проф., д. т. н., зав. каф. Термообработки и физики металлов УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина (Екатеринбург)
Счастливец Вадим Михайлович, академик РАН – сопредседатель оргкомитета

Члены программного оргкомитета

Ильин Александр Анатольевич, академик РАН, РГТУ МАТИ, Россия
Ивасишин Орест Михайлович, академик НАНУ, Институт металлофизики, Украина
Золоторевский Вадим Семенович, проф., д.т.н., МИСиС, Россия
Пушин Владимир Григорьевич, проф., д.ф.-м.н. , ИФМ УрО РАН, Россия
Лебедев Владимир Алексеевич, проф., д.х.н., УрФУ, Россия
Логинов Юрий Николаевич, проф., д.т.н., УрФУ, Россия
Салищев Геннадий Алексеевич, проф., д.т.н., УНИД БелГУ, Россия
Илларионов Анатолий Геннадьевич, доц., к.т.н., УрФУ, Россия

Локальный оргкомитет:

Корниенко Ольга Юрьевна, к.т.н. (председатель)
Ануфриев Николай Петрович
Гадеев Дмитрий Вадимович
Колосова Екатерина Васильевна
Сергеева Ксения Игоревна
Хаджиева Ольга Георгиевна

Адрес Оргкомитета: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 28, УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, Metallургический факультет, кафедра Термообработки и физики металлов

Телефон: (343) 375-46-95

E-mail: conf@tofm-urfu.ru

8 ноября, понедельник

9⁰⁰ – 12⁰⁰ – РЕГИСТРАЦИЯ УЧАСТНИКОВ: в ауд. **Мт-242** (УрФУ, ул. Мира, 28, Metallургический факультет, левое крыло, 2 этаж, кафедра «Термообработка и физика металлов»)

12⁰⁰-16⁰⁰ – ЭКСКУРСИЯ ПО СОВРЕМЕННЫМ ЛАБОРАТОРИЯМ УРФУ

16⁰⁰ – ОТЪЕЗД НА БАЗУ ОТДЫХА «Хрустальная» (г. Первоуральск) на автобусе от ул. Мира, 28 (контактный телефон отправляющего +7-(904)-3834967 Ксения)

17³⁰ – 18³⁰ – РАССЕЛЕНИЕ УЧАСТНИКОВ

19⁰⁰ – 20⁰⁰ – УЖИН

20³⁰ – ВЕЧЕР ЗНАКОМСТВ

9 ноября, вторник

9⁰⁰ – 10⁰⁰ – ЗАВТРАК

10⁰⁰ – ОТКРЫТИЕ ШКОЛЫ

Приветственное слово проректора по НИР УрФУ

Артемия Александровича Попова

Пленарные доклады ведущих ученых

10²⁰-11⁰⁵ Академик РАН Счастливцев Вадим Михайлович (Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург)
Уральская школа металловедов

11⁰⁵-11⁵⁰ Академик НАНУ Ивасишин Орест Михайлович (Институт металлофизики, Украина)
Физические основы формирования высокопрочных состояний в титановых сплавах

Перерыв

12⁰⁰-12⁴⁵ проф. Бецофен Сергей Яковлевич (РГТУ МАТИ, Россия)
Количественные рентгеновские методы исследования титановых сплавов: фазовый анализ, остаточные напряжения, текстура

12⁴⁵-13³⁰ проф. Салищев Геннадий Алексеевич (Центр наноструктурных материалов и нанотехнологий БелГУ, Россия)

Формирование СМК-структуры в титане и его сплавах методами больших пластических деформаций

13³⁰ – 14³⁰ – ОБЕД

14³⁰ – ВЕЧЕРНЕЕ ЗАСЕДАНИЕ

Секция «Методы получения легких металлов и сплавов на их основе»

14³⁰-14⁴⁵ Письмак Владимир Николаевич (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Кинетика растворения активного оксида алюминия в низкотемпературном криолит-глиноземном расплаве

14⁴⁵-15⁰⁰ Панов Дмитрий Сергеевич (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Комплексная переработка бокситового сырья, легирование редкими металлами и их сплавы

Секция «Фазовые и структурные превращения в легких сплавах в условиях традиционных и экстремальных методов воздействий

15⁰⁰-15¹⁵ Костенко Екатерина Андреевна (УГАТУ, г. Уфа)

Влияние ионного модифицирования на структуру и механические свойства титанового сплава ВТ6 с различным размером зерен

15¹⁵-15³⁰ Ахмедов Мурод Чариевич (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Электрохимический контроль за фазовыми превращениями в сплавах Al-Mg, Mg-Nd и Mg-Y

15³⁰-15⁴⁵ Панин Павел Васильевич («МАТИ» – РГТУ им. К.Э. Циолковского, г. Москва)

Влияние водорода на пластичность титановых сплавов

15⁴⁵-16⁰⁰ Распоиенко Дмитрий Юрьевич (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Особенности структурных и фазовых превращений при вылеживании сплава 1450 после интенсивной пластической деформации и отжига

16⁰⁰-16²⁰ Калугин Максим Евгеньевич (Тихоокеанский государственный университет, г. Хабаровск)

Влияние изотермической выдержки при различных температурах на процессы кристаллизации и эксплуатационные свойства алюминиевого сплава ВАЛ10

16²⁰-16⁴⁰ Лебедева Ольга Сергеевна (ИЦМиМ ФГАОУ СибФУ, г. Красноярск)

Особенности формирования мелкозернистой структуры и ее влияние на свойства при обработке сплавов благородных металлов

Перерыв

- 17⁰⁰-17²⁰ Макаров Владимир Викторович (Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург)**
Размерный эффект и его влияние на фазовые превращения в сплавах никелида титана с эффектом памяти формы
- 17²⁰-17⁵⁰ Троянов Всеволод Александрович (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)**
Влияние термообработки на структурную и фазовую стабильность промышленных алюминиевых сплавов типа В95
- 17⁵⁰-18¹⁰ Хаджиева Ольга Георгиевна (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)**
Изучение процессов распада в сплаве на основе интерметаллида Ti_2AlNb , легированном водородом, при различных режимах старения
- 18¹⁰-18³⁰ Гадеев Дмитрий Вадимович (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)**
Влияние легирования на процессы выделения интерметаллидных фаз в жаропрочных сплавах титана
- 18³⁰ – 19³⁰ – УЖИН**

10 ноября, среда

9³⁰ – 10⁰⁰ – ЗАВТРАК

10⁰⁰ – УТРЕННЕЕ ЗАСЕДАНИЕ

Пленарные доклады ведущих ученых

- 10⁰⁰-10⁴⁵ д.ф.-м.н. Пушин Владимир Григорьевич (Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург)**
Разработка новых интеллектуальных материалов с памятью формы и технологий их получения
- 10⁴⁵-11³⁰ проф., д.т.н., Бронфин Борис Моисеевич (Израиль)**
Магниеые сплавы: тенденции развития

Перерыв

- 11⁵⁰-12³⁵ д.т.н., Бродова Ирина Григорьевна (Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург)**
Расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов

12³⁵-13²⁰ проф., д.ф.-м.н., Гринберг Бэлла Александровна ИФМ УрО
РАН

Алюминиды титана: структура, свойства, применение

13³⁰ – 14³⁰ – ОБЕД

14³⁰ – ВЕЧЕРНЕЕ ЗАСЕДАНИЕ

***Секция «Перспективные легкие материалы и технологии обработки.
Нанокристаллические и композиционные материалы: получение и
методы исследования»***

14³⁰-14⁵⁰ Шкодич Наталья Федоровна (ИСМАН РАН, г. Черноголовка)
Влияние механического активирования на СВС в системе Ti-SiC-
C

14⁵⁰-15¹⁰ Болячкин Антон Сергеевич (ГОУ УрГУ, г. Екатеринбург)
Изучение влияния точечных дефектов на эволюцию структуры
нанокластеров

15¹⁰-15³⁰ Ломаев Степан Леонидович (Физико-технический институт
УрО РАН, г. Ижевск)
Использование спинодального распада для получения объемных
наноструктурных материалов

15³⁰-15⁵⁰ Пушин Артем Владимирович (ФГАОУ ВПО УрФУ, г.
Екатеринбург)
Влияние легирования на структурные и фазовые превращения в
быстрозакаленных сплавах на основе никелида титана

***Секция «Способы повышения конструкционной прочности легких
сплавов и материалов»***

15⁵⁰-16¹⁰ Медведев Александр Евгеньевич (УГАТУ, г. Уфа)
Повышение механических свойств β -титанового сплава Ti-15Mo-
5Zr-3Al методами интенсивной пластической деформации в
сочетании с термической обработкой

16¹⁰-16³⁰ Котов Антон Дмитриевич (НИТУ "МИСиС", г. Москва)
Получение микрозеренной структуры и исследование
сверхпластичности сплавов системы Al – Fe – Mn

Перерыв

***Секция «Прогрессивные технологии термической, химико-термической и
термомеханической обработки легких металлических материалов»***

- 16⁴⁵-17⁰⁵ Антоненко Людмила Викторовна (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)**
Стабильность свойств прессованных заготовок из алюминиевого сплава АМГ6 в промышленных условиях
- 17⁰⁵-17²⁵ Исякаев Кирилл Тимиргалеевич (ОАО "Каменск-Уральский металлургический завод", г. Каменск-Уральский)**
Эффективный способ снижения остаточных напряжений и короблей при закалке штамповок из алюминиевых сплавов
- 17²⁵-17⁴⁵ Загуляев Дмитрий Валерьевич (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)**
Морфология поверхности разрушения алюминия, формирующейся при ползучести в магнитном поле
- 17⁴⁵-18⁰⁵ Шалин Алексей Владимирович («МАТИ» – РГТУ им. К.Э. Циолковского, г. Москва)**
Деформируемость сплавов на основе титана при нормальной и повышенных температурах
- 18⁰⁵-18²⁵ Лукьянов Василий Васильевич (УГАТУ, г. Уфа)**
Влияние температуры и времени на величину пружинения при термической правке плоской пластины из сплава ВТ6
- 18³⁰ – 19³⁰ – УЖИН**

11 ноября, четверг

9³⁰ – 10⁰⁰ – ЗАВТРАК

10⁰⁰ – УТРЕННЕЕ ЗАСЕДАНИЕ

Пленарные доклады ведущих ученых

- 10⁰⁰-10⁴⁵ проф., д.т.н. Логинов Юрий Николаевич (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)**
Метод конечных элементов в моделировании прессования легких сплавов
- 10⁴⁵-11³⁰ проф., д.т.н. Лебедев Владимир Александрович (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)**
Состояние и перспективы металлургии легких металлов и сплавов

Перерыв

- 11⁵⁰-12³⁵ проф., д.т.н. Замятин Виктор Михайлович (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)**
Структура и свойства деформируемых алюминиевых сплавов

12³⁵-13²⁰ д.т.н. **Макаров Алексей Викторович** (Институт машиноведения УрО РАН)
Наноструктурирующая фрикционная обработка стальных поверхностей

13³⁰ – 14³⁰ – ОБЕД

14³⁰ – ВЕЧЕРНЕЕ ЗАСЕДАНИЕ

Секция «Современные методы исследования структуры»

14³⁰-14⁵⁰ **Котов Вячеслав Валерьевич** (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)
Программное обеспечение для обработки обратных полюсных фигур при оценке текстурного состояния титановых сплавов

14⁵⁰-15¹⁰ **Манохин Сергей Сергеевич** (Белгородский государственный университет, НОЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», г. Белгород)
Исследование методом высокоразрешающей аналитической электронной микроскопии упорядоченной фазы Ti₃Al в титановом сплаве ВТ6

15¹⁰-15³⁰ **Поздняков Андрей Владимирович** (НИТУ "МИСиС", г. Москва)
Создание расчетных методов оценки грядчеломкости и их использование при разработке новых литейных алюминиевых сплавов

15³⁰-15⁵⁰ **Хомутов Максим Геннадьевич** (НИТУ "МИСиС", г. Москва)
Математическое моделирование связи предела текучести со структурными и технологическими параметрами сплавов системы Al – Zn – Mg – Cu

Секция «Применение легких сплавов и материалов»

15⁵⁰-16¹⁰ **Алексеев Сергей Юрьевич** (ОАО КУМЗ, г. Каменск-Уральский)
Новое поколение штампованной продукции на ОАО «КУМЗ»

Секция «Перспективные металлические материалы»

16¹⁰-16³⁵ **Нарыгина Ирина Вячеславовна** (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)
Структурные и фазовые превращения в (α+β)-титановых сплавах переходного класса при термическом и деформационном воздействии

Перерыв

16⁴⁵-17¹⁰ Степанов Степан Игоревич (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Влияние термической и термомеханической обработки на фазовый состав, структуру и механические свойства полуфабрикатов из титанового сплава BT16

17¹⁰-17³⁵ Водолазский Федор Валерьевич (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Формирование структуры, текстуры и свойств при прокатке высоколегированных титановых сплавов на основе β -фазы и интерметаллида Ti_2AlNb

17³⁵-18³⁰ СЕКЦИЯ СТЕНДОВЫХ ДОКЛАДОВ

Перебоева Августа Алексеевна (СФУ ИЦММ, г. Красноярск)

Термомеханическая обработка сплава MA14

Курганова Мария Владимировна (ГОУ ВПО Ульяновский государственный технический университет, г. Ульяновск)

Прототипирование технологического процесса формирования таблитированных брикетов для получения литых дисперсно-упрочненных композиционных материалов

Николаев Андрей Юрьевич (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Низкотемпературный электролиз криолит-глиноземных расплавов с использованием медных анодов

Мочалов Олег Николаевич (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Электрохимическое приготовление сплавов Ca-Mg

Калинина Наталья Александровна (ОАО КУМЗ, г.Каменск-Уральский)

Поиск оптимального режима нагрева под закалку плит и листов из сплава марки 6061

Александрова Виктория Михайловна (Новосибирский государственный технический университет, г.Новосибирск)

Нанокompозиты на основе полимеров

Кондакова Ирина Владимировна (ОАО КУМЗ, г.Каменск-Уральский)

Повышение служебных характеристик термообработанных плит сплава 1370 путем термомеханической обработки

Каткова Виолетта Марсельевна (ОАО КУМЗ, г.Каменск-Уральский)

Внедрение совмещенного процесса прессования и закалки прутков из сплава 6061 с целью повышения технико-экономических показателей

Габун Николай Валерьевич (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Экспериментальное исследование методов накопления пластических деформаций в металлах и сплавах с целью измельчения их структуры

Терентьев Павел Андреевич (ОАО КУМЗ, г.Каменск-Уральский)

Влияние химического состава и термоадьюстажной обработки на структуру и механические свойства плит из сплава марки В96Ц-ЗПЧ

Цаплина Елена Михайловна (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Структура и свойства композита Al-мартенситностареющая сталь, полученного методом жидкофазного совмещения

Дедюхин Дмитрий Владимирович (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Некоторые варианты пластической обработки магния и его сплавов

Зорихин Дмитрий Владимирович (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Автоматизированная система прочностных расчетов инструмента для прессования изделий из легких сплавов

Бердин Николай Валерьевич (УГАТУ, г. Уфа)

Изучение формирования тонкой структуры в промышленном, однофазном, α -титановом сплаве BT5-1 при интенсивном двухкомпонентном нагружении

Быстров Михаил Викторович (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Влияние давления газовой среды при кристаллизации на структуру и свойства алюминиевых сплавов

Томилова Ирина Владимировна (Самарский государственный аэрокосмический университет им. С.П. Королева, г. Самара)

Влияние структурно-фазового состава алюминиевых сплавов на их технологичность при холодной прокатке

Дейч Денис Борисович (Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж)

эволюция структуры при стекловании модели аморфного сплава системы Fe-B

Носова Екатерина Александровна (Самарский государственный аэрокосмический университет им. С.П. Королева, г. Самара)

Разработка критериев оценки упорядоченности структуры в алюминиевых сплавах

Гриб Стела Владимировна (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Разработка подходов по созданию сплавов на основе титана, механически совместимых с биотканями

Кырчиков Алексей Владимирович (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Изучение возможности переработки средне-тиманских бокситов на глинозем и чугун

Колосова Екатерина Васильевна (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Влияние дробности деформации на рекристаллизацию β титанового сплава

Рыжков Максим Александрович (ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург)

Исследование процессов распада метастабильных фаз, полученных закалкой, в сплаве ВТ16, при непрерывном нагреве

Георгиаду Мария Викторовна (ДонНТУ, Украина, г. Донецк)

Восстановление размеров инструмента путем химико-термической обработки

Желтобрюх Людмила Олеговна (ДонНТУ, Украина, г. Донецк)

Фазовые и структурные превращения в металлах и сплавах

Любименко Елена Николаевна (Донецкий национальный технический университет, Украина, г. Донецк)

Особенности влияния температуры на индуцированный водородом изгиб из пластины палладия

Труш Василий Степанович (Физико-механический институт им. Г.В.Карпенка НАН Украины, Украина, г. Львов)

Влияние твердорастворного упрочнения на прочностные и усталостные характеристики титанового сплава ВТ1-0

18³⁰ – 19⁰⁰ – ПОДВЕДЕНИЕ ИТОГОВ ШКОЛЫ

**19³⁰ – 22⁰⁰ – ТОРЖЕСТВЕННЫЙ УЖИН.
ЗАКРЫТИЕ ШКОЛЫ**

Приложение Г

Тест

Выберите правильные ответы



1. Влияние легирующих элементов в алюминиевых сплавах (соедините линиями)

a. Mg	h. является модификатором
b. Li	i. повышает удельную прочность
c. Mn	j. обеспечивает твердорастворное упрочнение
d. Zn	k. обеспечивает структурное упрочнение
e. Ti	l. снижает негативное влияние железа
f. Cr	m. повышает жаропрочность
g. Cu	n. увеличивают коррозионную стойкость

2. Основные методы исследования текстуры
 - a. оптическая металлография
 - b. ДСК (дифференциальная сканирующая калориметрия)
 - c. терморезистометрия
 - d. акустическая эмиссия
 - e. дюрометрия
 - f. ДОРЭ-анализ (дифракция обратно рассеянных электронов)
 - g. РСФА (рентгеноструктурный фазовый анализ)

3. Для чего вводится термин «алюминиевый эквивалент» в титановых сплавах
 - a. для классификации сплавов по фазовому составу
 - b. для оценки склонности α -фазы к упорядочению
 - c. для вычисления σ_b сплава
 - d. для выбора режима ТО

4. Основные методы интенсивной пластической деформации (ИПД) легких сплавов

a. ковка	e. поперечная винтовая прокатка
b. экструзия	f. кручение в наковальнях Бриджмена
c. РКУП	g. гофрированная прокатка
d. горячая осадка	h. пакетная прокатка

5. Для чего получают субмикрокристаллическую (СМК) структуру в легких сплавах?
 - a. для повышения пластических свойств
 - b. для повышения прочностных свойств
 - c. для понижения температуры M_n
 - d. для улучшения магнитных свойств
 - e. просто так



6. Применение сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ)
- a. в системах пожаробезопасности
 - b. изготовление деталей газотурбинных двигателей
 - c. изготовление ортопедических имплантов
 - d. защитные покрытия
 - e. изготовление радиотехнических деталей
7. Методы, позволяющие установить взаимную ориентацию решеток фаз в сплаве
- a. РСФА
 - b. ДОРЭ-анализ
 - c. ПЭМ
 - d. РЭМ
 - e. ДСК
8. Влияние кислорода на структуру и свойства титановых сплавов
- a. повышает пластичность
 - b. понижает предел текучести
 - c. стабилизирует α -фазы
 - d. повышает жаропрочность
 - e. расширяет область гомогенности β -твердого раствора
 - f. приводит к пористости
9. Основные виды полуфабрикатов для производства титановых сплавов
- a. порошки
 - b. ферротитан
 - c. руда
 - d. шихта
 - e. лигатуры
 - f. титановая губка
10. Укажите системы, в которых возможна реализация (ЭПФ)
- a. Cu-Zn
 - b. Fe-Ni
 - c. Au-Cd
 - d. Ti-Ni
 - e. Zn-Al
 - f. Ti-Al
 - g. Co-Ni
 - h. Fe-Be
11. Исходным сырьем для получения титана является
- a. касситерит
 - b. робиндронат
 - c. гематит
 - d. рутил
 - e. сидерит
 - f. анатаз
 - g. тагор
 - h. флюорит

12. Какие алюминиевые сплавы относятся к деформируемым?

- | | |
|--------|------------|
| a. АК9 | f. 1420 |
| b. АМЦ | g. АМ5 |
| c. ВАЛ | h. АМГ-1 |
| d. АЛ2 | i. Д-16 |
| e. АМ5 | j. АМ4,5КД |



13. Сплавы какого состава обладают большей деформируемостью

- | | |
|---------------------|---------------------|
| a. эвтектического | c. доэвтектического |
| b. заэвтектического | d. однофазного |

14. Для каких классов титановых сплавов применим термин «отпуск», а для каких – «старение»? (соедините линиями)

- | | |
|-------------|-------------------------------------|
| a. старение | c. ($\alpha+\beta$)-переходного |
| b. отпуск | d. псевдо- α |
| | e. ($\alpha+\beta$)-мартенситного |
| | f. псевдо- β |

15. Какие методы невозможно использовать для исследования промышленных легких сплавов?

- a. РСФА (рентгеноструктурный фазовый анализ)
- b. дилатометрия
- c. ДТА (дифференциальный термический анализ)
- d. акустическая эмиссия
- e. Мёссбауэровская спектроскопия
- f. РЭМ (растровая электронная микроскопия)
- g. ДОРЭ (дифракция обратно рассеянных электронов)
- h. магнитные методы

16. Основные системы легирования деформируемых алюминиевых сплавов

- a. Al-Mn-Cu-Mg
- b. Al-Fe-Zn
- c. Al-Cu-Mg-Si
- d. Al-Ti
- e. Al-Li+другие ЛЭ
- f. Al-Co-O

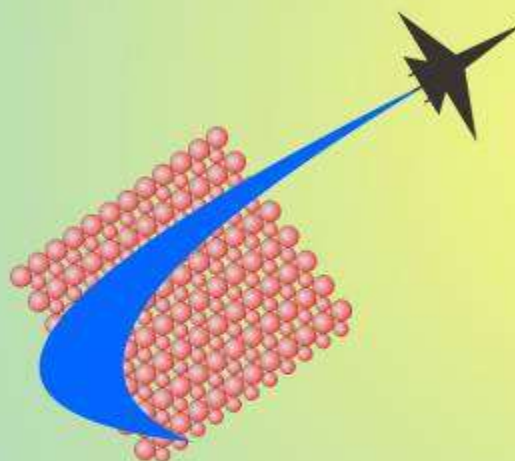
Приложение Д

Итоги тестирования

Проведенное тестирование показало, что большая часть участников имеет глубокие знания по теме проведенной Школы (рисунок 1).



Рисунок 1. Данные по тестированиям участникам



Материаловедение и металлофизика легких сплавов

*Международная научная школа для
молодежи*

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина
Научно-образовательный центр «Новые металлоосодержащие материалы
и технологии металлургии»

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕТАЛЛОФИЗИКА ЛЕГКИХ СПЛАВОВ

МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНАЯ ШКОЛА ДЛЯ
МОЛОДЕЖИ

Екатеринбург, 8 – 12 ноября 2010

Сборник научных статей

Екатеринбург
УрФУ
2010

УДК 669.7.017(016)
ББК 34.234.431

M54

При поддержке федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы
(государственный контракт № 14.741.11.0046)

M54 Материаловедение и металлофизика легких сплавов.
Международная научная школа для молодежи: сборник научных статей.
Екатеринбург: УрФУ, 2010. 219 с.

ISBN 978-5-321-01826-2

Сборник содержит доклады о достижениях молодых ученых, аспирантов и студентов в области материаловедения и отвечает актуальным проблемам развития, обработки, создания и исследования новых металлических и композиционных материалов и покрытий.

Сборник предназначен для работников, аспирантов и студентов, интересующихся данной тематикой.

Редакционная коллегия:

проф. д-р техн. наук А. А. Попов (отв. редактор), академик РАН
В. М. Счастливцев (зам. отв. редактора), доц. канд. техн. наук
А. Г. Илларионов, канд. техн. наук О. Ю. Корниченко, канд. техн. наук
М. С. Карабанов, асп. О. Г. Хаджиева, асп. Д. В. Галеев, асп. К. И. Сер-
геева, инж. Е. В. Колосова (отв. за выпуск).

УДК 669.7.017(016)
ББК 34.234.431

ISBN 978-5-321-01826-2

© УрФУ, 2010
© Авторы, 2010

СЕКЦИЯ 1. МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ ОСНОВЕ

ФУНКЦИОНИЗИРОВАННЫЕ НАНОТРУБКИ В ПОЛИМЕРНОМ НАНОКОМПОЗИТЕ

Александрова В. М.

Руководитель: доц., к.т.н. Николаев А. А.
Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск
Surostann-501@mail.ru

Наноконструкты на основе углеродных нанотрубок (УНТ) получили огромное внимание в течение последних пяти-десяти лет. Особый интерес к углеродным нанотрубкам связан с интересным набором свойств, которые они могут проявлять, в том числе модуль упругости 1 ТПа, неспособность деформации до 15 % к электропроводности от полупроводников к металлам, в зависимости от их структуры.

Углеродные нанотрубки давно рассматриваются в качестве эффективного средства повышения потребительских характеристик полимерных материалов. Разработка нового класса наноконструктов в результате добавления УНТ в полимеры могло бы привести к созданию нового класса материалов, сочетающих в себе легкость и гибкость полимеров с высокой прочностью, электропроводностью и теплопроводностью УНТ. Основная проблема, стоящая на пути решения этой задачи, связана с трудностью сопряжения поверхности нанотрубки с полимерной матрицей. При отсутствии такого сопряжения механическая нагрузка, сообщаемая материалу, не передается нанотрубке, которая ведет себя в полимере подобно волосу в широте, свободно передвигаясь по объему внутри материала. Еще одна проблема, затрудняющая создание композиционных материалов полимер/УНТ, связана с необходимостью однородного заполнения материала нанотрубками. В силу запутанной структуры, присущей большим объемам УНТ, однородность заполнения обычно невысока [1].

Наиболее эффективный подход к решению проблемы сопряжения связан с функционализацией нанотрубок, т.е. с присоединением к их поверхности функциональных химических групп. Это может способствовать более эффективному взаимодействию УНТ с материалом полимера. Однако такой подход не обеспечивает равномерного заполнения полимера нанотрубками. Группа исследователей из нескольких университетов Тайваня [2] подошла к решению приведенных выше проблем, используя сочетание функционализации УНТ, обеспечивающей сопряжение, с сокращением их продольного размера, облегчающим равномерное заполнение полимера нанотрубками.

для заметок

Научное издание

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕТАЛЛОФИЗИКА
ЛЕГКИХ СПЛАВОВ**
Международная научная школа для молодежи

Материалы печатаются к авторской редакции

Компьютерная верстка Е. В. Козловой

Подписано в печать 29.10.10. Формат 60×84 1/16.
Бумага писчая. Плоская печать. Усл. печ. л. 12,55.
Уч. изд. л. 12,6. Тираж 150 экз. Заказ 405

Ризография НИЧ УрФУ
620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19

СЕКЦИЯ 1. МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ ОСНОВЕ

ФУНКЦИАЛИЗОВАННЫЕ НАНОТРУБКИ В ПОЛИМЕРНОМ НАНОКОМПОЗИТЕ

Александрова В. М.

Руководитель: доц., к.т.н. Никулина А.А.

Новосибирский государственный технический университет, г.Новосибирск
Starostamm-501@mail.ru

Наноккомпозиты на основе углеродных нанотрубок (УНТ) получили огромное внимание в течение последних пяти - десять лет. Особый интерес к углеродным нанотрубкам связан с интересным набором свойств, которые они могут проявлять, в том числе модуль упругости 1 ТПа, неспособность деформации до 15 % и электропроводности от полупроводников к металлам, в зависимости от их структуры.

Углеродные нанотрубки давно рассматриваются в качестве эффективного средства повышения потребительских характеристик полимерных материалов. Разработка нового класса наноккомпозитов в результате добавления УНТ в полимеры могло бы привести к созданию нового класса материалов, сочетающих в себе легкость и гибкость полимеров с высокой прочностью, электропроводностью и теплопроводностью УНТ. Основная проблема, стоящая на пути решения этой задачи, связана с трудностью сопряжения поверхности нанотрубки с полимерной матрицей. При отсутствии такого сопряжения механическая нагрузка, сообщаемая материалу, не передается нанотрубке, которая ведет себя в полимере подобно волосу в пироге, свободно передвигаясь по объему внутри материала. Еще одна проблема, затрудняющая создание композитных материалов полимер/УНТ, связана с необходимостью однородного заполнения материала нанотрубками. В силу запутанной структуры, присущей большим объемам УНТ, однородность заполнения обычно невысока [1].

Наиболее эффективный подход к решению проблемы сопряжения связан с функционализацией нанотрубок, т.е. с присоединением к их поверхности функциональных химических групп. Это может способствовать более эффективному взаимодействию УНТ с материалом полимера. Однако такой подход не обеспечивает равномерного заполнения полимера нанотрубками. Группа исследователей из нескольких университетов Тайваня [2] подошла к решению приведенных выше проблем, используя сочетание функционализации УНТ, обеспечивающей сопряжение, с сокращением их продольного размера, облегчающим равномерное заполнения полимера нанотрубками.

Функционализация нанотрубок в нашей работе осуществляется окислением углеродных нанотрубок. УНТ были обработаны смесью серной /

азотной кислот, которая помогла удалению загрязнений с поверхности УНТ. 1 г нанотрубок были добавлены в смесь серной / азотной кислот в соотношении (3:1 объема). Затем выдерживается на водяной бане в течение 3 ч при температуре 40 °С. После этого смесь разбавляется 1:5, по объему, дистиллированной водой. УНТ были восстановлены путем фильтрации смесей через мембранный фильтр и промывается избытком воды, до тех пор пока не будет фиксироваться присутствие остаточной кислоты. Наконец, осадок УНТ сушили в вакуумной печи. Это привело к наличию -COOH групп по поверхности.

В этом направлении ведутся дальнейшие исследования.

Используемые литературные источники:

1. А.Елецкий ПерсТ, том 16, выпуск 213, 2009.
2. C.Gau et al., Jap. J. Appl. Phys. 48, 06FF.

РАЗРАБОТКА ПОДХОДОВ ПО СОЗДАНИЮ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, МЕХАНИЧЕСКИ СОВМЕСТИМЫХ С БИОТКАНЯМИ

Гриб С.В., Колосова Е.В., Хамитов А.А., Горелов В.С.

Руководитель: доц., к.т.н. Илларионов А.Г.

ФГАОУ ВПО УрФУ, г Екатеринбург, illarionovag@mail.ru

Титановые сплавы находят все большее применение в медицине для изготовления имплантов в ортопедии, кардиологии, стоматологии, благодаря достаточно высокому уровню прочности, коррозионной стойкости, лучшей биосовместимости среди металлических биоматериалов, таких как сплавы на основе кобальта и нержавеющей сталь. Главные требования, которые предъявляются металлическим биоматериалам являются низкий модуль нормальной упругости, сравнимый с модулем кости человека, который составляет менее 30 ГПа [1], а также отсутствие токсичности легирующих элементов, входящих в состав сплава. Первоначально, большое внимание уделялось промышленным ($\alpha+\beta$)-титановым сплавам, таким как Ti-6Al-4V и Ti-6Al-7Nb [1]. Однако, эти сплавы характеризовались высокой степенью биомеханической несовместимости, вследствие их относительно высокого модуля упругости (110...120 ГПа) [1]. Кроме того, эти сплавы высвобождают токсичные ионы ванадия и алюминия в организм человека, что приводит к долгосрочным процессам восстановления. В настоящее время, исследования в области создания биоматериалов, сфокусированы на новых β -сплавах титана [1...5], которые обладают более низким модулем нормальной упругости (42...85 ГПа) по сравнению с ($\alpha+\beta$)-титановыми сплавами, а также не содержат токсичные элементы. В частности, разработка металлических биоматериалов на основе системы Ti-Nb-Zr(-Ta) является перспективным направлением в науке [4]. Данная система представляет интерес исходя из следующих принципов [2, 5]:

- во-первых, такие элементы как титан, цирконий, ниобий, тантал являются нетоксичными, вследствие чего не вызывают неблагоприятных реакций в организме человека;

- во-вторых, ниобий, в меньшей степени, тантал действуют как β -стабилизаторы и, при достаточном содержании, способны стабилизировать β -фазу при закалке, что является важным, с точки зрения уровня модуля упругости, так как именно в метастабильном β -состоянии он стремится к минимуму (β -фаза с объемно-центрированной кристаллической решеткой характеризуется более низким модулем нормальной упругости по сравнению с гексагональной плотноупакованной α -фазой). Цирконий, обычно, во всех титановых сплавах, выступает в качестве нейтрального упрочнителя, однако, как показано в [2] в β -титановых сплавах цирконий может оказывать и β -стабилизирующее

действие понижая температуру мартенситного превращения, а также подавляя образование атермической ω -фазы.

- в-третьих, титан, ниобий и тантал имеют близкие значения атомных радиусов (0,145...0,146 нм), тогда как цирконий характеризуется большим атомным радиусом (0,160 нм). Следовательно, при легировании титана ниобием и танталом период решетки β -фазы должен, по крайней мере не уменьшаться, тогда как легирование титана цирконием должно способствовать увеличению межатомного расстояния в сплаве, уменьшению силы связи между атомами, а, следовательно, уменьшению и модуля упругости.

Для того чтобы определиться с конкретными составами сплавов системы Ti-Nb-Zr(-Ta) в [2, 5] предлагают оценивать значения следующих параметров:

- электронная концентрация в сплаве

$$e/a = \frac{1}{100} \sum_{i=1}^k (v_i \cdot c_i), \quad (1)$$

где v_i – суммарное число валентных электронов химических элементов сплавов, являющиеся общими для данной системы (сплава); c_i – содержание i -го элемента в сплаве, ат. %; k_i – количество легирующих элементов в сплаве.

- средняя кратность химической связи (\overline{Bo}) и средний энергетический уровень d -орбитали (\overline{Md}) сплава

$$\overline{Bo} = \frac{1}{100} \sum_{i=1}^k (Bo_i \cdot c_i), \quad (2)$$

$$\overline{Md} = \frac{1}{100} \sum_{i=1}^k (Md_i \cdot c_i), \quad (3)$$

где Bo_i - кратность химической связи легирующих элементов; Md_i - энергетический уровень d -орбитали легирующих элементов, эВ.

Электронная концентрация может принимать некоторое критическое значение, при котором β -твердый раствор будет характеризоваться минимальным модулем упругости. Интервал возможных критических значений e/a , для β -титановых сплавов, достаточно обширен и составляет 4,21...4,24 эл/ат [5]. Стоит отметить, что в формуле (1) не учитывается влияние легирующих элементов на объем элементарной ячейки β -титана, а следовательно и на значение электронной концентрации. Нами был введен поправочный коэффициент $V_{\beta Ti}/V_{\beta Ti-л.э.}$, который учитывал это влияние. Таким образом, расчетная формула для нормированного значения электронной концентрации следующая:

$$e/a_n = e/a \cdot [V_{\beta Ti}/V_{\beta Ti-л.э.}], \quad (4)$$

где $V_{\beta\text{Ti}}$ и $V_{\beta\text{Ti-л.э.}}$ – объемы элементарных ячеек β -титана и β -твердого раствора сплава Ti-л.э. соответственно.

Согласно [2], с точки зрения параметров \overline{Bo} и \overline{Md} , химический состав β -сплава подбирается таким образом, чтобы согласно диаграмме приведенной на рисунке попасть в область близко прилегающую к границе $\beta/\beta+\omega+\alpha''$ со стороны β -области, так как именно на той границе величина модуля нормальной упругости должна быть минимальной.

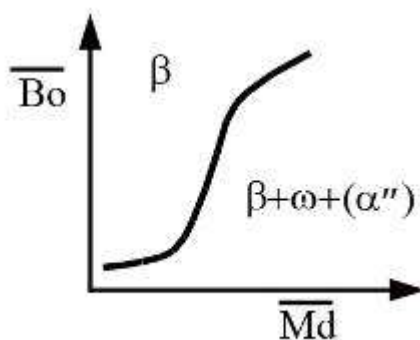


Рисунок. Схема \overline{Bo} - \overline{Md} -диаграммы, на которой изображена $\beta/\beta+\omega+(\alpha'')$ – граница

В настоящее время проводится расчет экспериментальных составов сплавов с целью их оптимизации, для получения минимальных характеристик модуля.

Используемые литературные источники:

1. *Mitsuo Niinomi*. Recent research and development in titanium alloys for biomedical applications and healthcare goods // Science and Technology of Advanced Materials. 2003. № 4. P. 445...454.
2. *Mochamed Abdel-Hady, Keita Hinoshita, Masahiko Moriaga*. General approach to phase stability and elastic properties of β -type Ti-alloys using electronic parameters // Scripta Materialia. 2006. №55. P. 477...480.
3. *D. Kenta, G. Wang, Z. Yu u др.* Pseudoelastic behaviour of a β Ti–25Nb–3Zr–3Mo–2Sn alloy // Materials Science and Engineering. 2010. A 527. P. 2246...2252.
4. *L.M. Elias, S.G. Schneider, S. Schneider u др.* Microstructural and mechanical characterization of biomedical Ti–Nb–Zr(–Ta) alloys // Materials Science and Engineering. 2006. A 432. P. 108...112
5. *Hideaki Ikehata, Naoyuki Nagasako, Tadahiko Furuta, u др.* First-principles calculations for development of low elastic modulus Ti alloys // Physical Review. 2004. B 70. P. 174113 1...8.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ-Укр_а № 10-08-90413

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПРИГОТОВЛЕНИЕ ЛИГАТУР Al-Nd И Mg-Nd

Ахмедов М.Ч.

Руководитель – проф., д.х.н. Лебедев В.А

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»,
г. Екатеринбург
mlm@mail.ustu.ru

Электролитические способы находят все большее применение при получении редких металлов и их сплавов. Многие из этих металлов имеют относительно высокую точку плавления, а их галоидные соединения (особенно хлориды) – низкие точки кипения. Для сокращения потерь дефицитных солей за счет их возгона с зеркала ванны температуру электролита устанавливают ниже точки плавления металлов, вследствие чего на твердом катоде они выделяются в виде кристаллов плохо сцепленных между собой и катодом, разрастающийся по направлению к аноду. Во избежание замыкания, устанавливается достаточно большое межполюсное расстояние, а катодный осадок время от времени уплотняют механически, в результате чего часть металла отрывается и распыляется в объеме электролита, что приводит к снижению прямого извлечения и выхода по току. Из ванны катодный осадок извлекается с большим захватом солей, достигающая 50 % и более. Качество порошка металла получаемого таким путем снижается из-за трудности отделения его от электролита.

В практике электролитического получения металлов и сплавов нашли применение жидкие металлические катоды. Электролизом с жидкими катодами относительно просто получают сплавы, приготовление которых обычными методами сплавления представляют некоторые сложности.

Для того, чтобы правильно выбрать условия электролиза необходимо знать особенности катодных процессов при выделении металлов, ионы которых входят в состав электролита. Изучение поляризации жидкометаллических катодов позволяет выявить потенциалы выделения отдельных металлов, предельные токи разрядов их ионов, предельные токи сплавообразования. По результатам этих измерений можно выбрать оптимальные плотности тока, температуру и концентрации, при которых необходимо осуществлять электролиз.

Исследование катодных процессов проводили методом снятия поляризационных кривых. Плотность тока повышали ступенчато от $2 \cdot 10^{-3}$ до $0,27 \text{ А/см}^2$. При каждой плотности тока потенциал анода относительно свинцового электрода сравнения измеряли в момент отключения поляризующего тока. Продолжительность импульса тока и паузы составляла 10 сек.

Результаты приведены на рис. 1.

На поляризационных кривых 1 и 2, отражающих зависимость потенциалов магниевых (кривая 1) и алюминиевых (кривая 2) катодов относительно хлорного электрода сравнения от логарифма плотности тока, видно несколько характерных участков. Первый из них расположен в области низких плотностей тока при потенциалах 2,60 и 2,20 В, соответственно.

Выше $2 \cdot 10^{-3}$ А/см² потенциалы катодов начинают смещаться в сторону электроотрицательных значений, что отвечает разряду на катоде ионов Nd³⁺ с образованием сплавов Nd–Al и Nd–Mg. Этот процесс сопровождается деполяризацией, большей примерно на 0,4 В в случае алюминия, что хорошо согласуется с термодинамическими расчетами. Повышение катодной плотности тока выявляет предельный ток разряда ионов Nd³⁺. Потенциалы катодов быстро смещаются в отрицательную область, до значений, при которых становится возможным разряд ионов щелочных металлов. При плотностях тока выше 1-2 А/см² для магниевых катодов потенциалы меняются незначительно, что свидетельствует о появлении на поверхности электрода самостоятельной фазы щелочного металла.

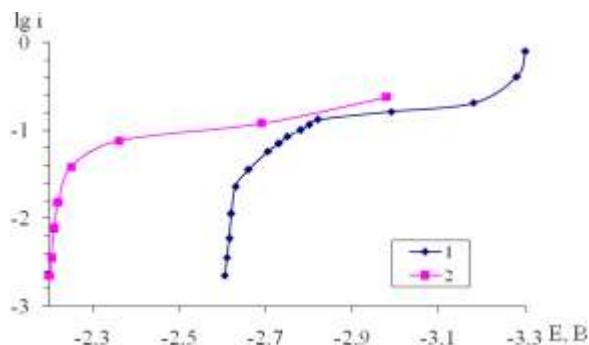


Рисунок 1. Поляризационные кривые Mg (1) и Al (2) жидких катодов в расплаве KCl-NaCl-6,95 вес. % NdCl₃ при 738 °C, $i = 0,10$ А/см²

Предельные плотности тока практически одинаковы для магниевых и алюминиевых электродов, составляют 0,15 А/см², и близки к наблюдавшимся ранее [1] при осаждении иттрия и церия на жидком цинковом и висмутовом катоде, соответственно, из расплава KCl-NaCl+4 вес. % CeCl₃(YCl₃) при 700 °C.

Приготовление сплавов редкоземельных металлов с магнием и алюминием осуществляют разными методами. Сложность получения индивидуальных редкоземельных металлов, а также потери их при сплавлении с магнием и алюминием вызывают необходимость поиска других методов.

Осаждение неодима на жидкие магниевый и алюминиевый катоды проводили из расплава KCl – NaCl, содержащего 6,95 вес. % NdCl₃. Исходя из поляризационных кривых (рис. 1), катодную плотность тока выбрали 0,10 А/см² для обоих электродов. Электролиз проводили с нерастворимым анодом из графита при температуре 738 °C. Количество пропущенного электричества

соответствовало получению наиболее легкоплавких сплавов, содержащих 30 вес. % неодима.

На рис. 2 и 3 показаны U – τ кривые магниевого и алюминиевого катодов при электролизе расплава $KCl-NaCl-6,95$ вес. % $NdCl_3$ при плотностях тока $0,10 \text{ A/cm}^2$.

Из рисунков видно, что напряжение на ванне под током и относительно анода при отключении тока монотонно смещается в сторону электроотрицательных значений, что соответствует накоплению неодима в магнии и алюминии.

В результате электролиза, получены компактные сплавы с гладкой поверхностью, медленно окисляющиеся на воздухе с выходом по току 77,23 % для катода из магния и 95,87 % для катода из алюминия. Более высокий выход по току для алюминиевого катода обусловлен большей деполяризацией при выделении неодима на жидком алюминии.

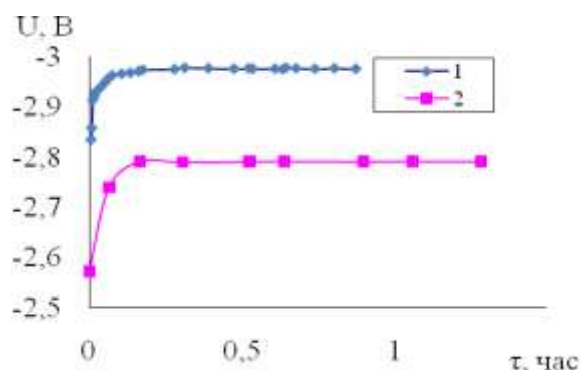


Рисунок 2.

U – τ кривая магниевого катода при электролизе расплава $KCl-NaCl-6,95$ вес. % $NdCl_3$ при 738°C , $i = 0,10 \text{ A/cm}^2$:
1 – под током, 2 – без тока

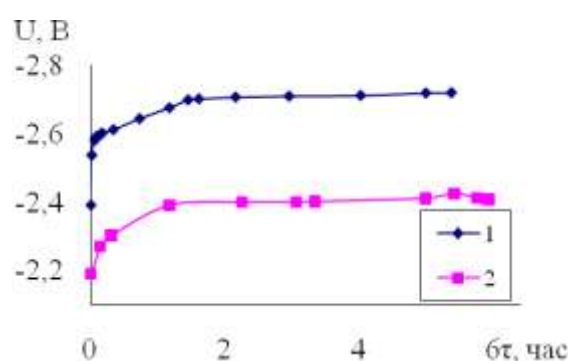


Рисунок 3.

U – τ кривая алюминиевого катода при электролизе расплава $KCl-NaCl-6,95$ вес. % $NdCl_3$ при 738°C , $i = 0,10 \text{ A/cm}^2$:
1 – под током, 2 – без тока

Удельный расход электроэнергии для процесса, рассчитанный по уравнению: $W = \frac{U_{cp}}{q \cdot \eta}$, кВт/кг; составил 2,14 и 1,53 кВт·ч/кг для магниевого и алюминиевого катодов, соответственно; где U_{cp} – среднее напряжение, В; η – выход по току; q – электрохимический эквивалент неодима ($1,795 \text{ г/А} \cdot \text{ч}$). Полученный результат значительно ниже приводимых в литературе [2] значений расхода электроэнергии, при получении мишметалла (выход по току – 50 %, напряжение на ванне – 12 В, удельный расход электроэнергии – 13,87 кВт·ч/кг) и церия (выход по току – 70 %, напряжение на ванне – 12 В, удельный расход электроэнергии – 9,85 кВт·ч/кг).

Электролитический способ получения сплавов неодима с магнием и алюминием имеет существенное преимущество перед используемыми методами сплавления компонентов в металлическом состоянии, заключающееся в том, что в процессе электролиза используют не металлический неодим, а его галоидные соли, что существенно снижает затраты связанные с получением р.з.м. Процесс электролитического получения лигатур может протекать непрерывно при условии периодического извлечения из ванны получаемого сплава и введения в электролит хлорида неодима.

Используемые литературные источники:

1. Ничков И.Ф. Кинетика выделения редких тугоплавких металлов на жидких катодах. В сб.: Физическая химия и электрохимия расплавленных солей и шлаков.-Киев: Наукова думка, 1969, с. 76...103.
2. Каплан Г.Е., Силина Г.Ф., Остроушко Ю.И. Электролиз в металлургии редких металлов.-М.:Металлургиздат, 1963, 360 с.

ИЗУЧЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПЕРЕРАБОТКИ СРЕДНЕ-ТИМАНСКИХ БОКСИТОВ НА ГЛИНОЗЕМ И ЧУГУН

Кырчиков А.В.

Руководитель – доц., к.т.н. Логинова И.В.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,
г. Екатеринбург
akirchikov@yandex.ru

При переработке главной алюминиевой руды – бокситов, разных месторождений, образуются красные шламы, которые выводятся из процесса в виде пульпы ($\eta : \tau = 2 \dots 2,5$) и сливаются на хранение в шламохранилища.

При производстве 1 т алюминия в России выбрасывается до 2...3 т красного шлама.

Красные шламы являются техногенными отходами. На шламохранилищах их скопилось огромное количество – более 100 млн. т. Сооружения для хранения занимают большие земельные площади (более 100 га) и являются источником щелочных шламовых вод. В летний период шламовые поля могут являться источником мелкодисперсной пыли.

Состав красных шламов колеблется в следующих пределах, %: 2...5 Na_2O ; 10...20 Al_2O_3 ; 4...10 SiO_2 ; 40...60 Fe_2O_3 ; 1...15 CaO ; 3...15 TiO_2 ; влажность до 30...40.

Требуются значительные затраты на эксплуатацию шламохранилищ и системы гидротранспорта.

За рубежом значительную массу красных шламов выбрасывают в море.

Для бокситов Среднего Тимана применена новая технология безотходной переработки сырья с использованием активной щелочи, которая позволила существенно повысить извлечение глинозема, получить богатые железом и титаном красные шламы.

В данной технологии предполагается переработка бокситов с получением кондиционных красных шламов. Доменная плавка полученных шламов позволяет получить природнолигированный чугун и богатый титаном и редкими металлами шлак.

Суть исследований сводится к обработке боксита определенным объемом щелочно-алюминатного раствора, при нагревании его до полного упаривания пульпы, с последующей выдержкой при $t = 300\text{ }^\circ\text{C}$ в течение одного часа. В результате происходит интенсивное взаимодействие активной каустической щелочи алюминатного раствора с глиноземом и железосодержащими компонентами боксита с образованием алюмината и феррита натрия. Также при этом получается силикат натрия. Полученную пробу выщелачивали водой при температуре 60...70 $^\circ\text{C}$ с переводом полезных компонентов в раствор. В данных условиях силикат натрия удерживался в алюминатном растворе в метастабильной области II (рис. 1), алюмосиликатного раствора без прохождения вторичных потерь в виде гидроалюмосиликата натрия (ГАСНа).

На рисунке 1 в области метастабильного равновесия показана точка В, которая характеризует максимальный переход кремнезема из навески боксита при его полном разложении. Хорошо видно, что при разбавлении полученного раствора кремнезем остается в растворе. Такой способ позволяет получить безщелочные высокожелезистые шламы. Алюмосиликатный раствор в дальнейшем обескремнивали с получением ГАСНа, типа цеолита. Извлечение глинозема в раствор при этом достигает 93...96 %.

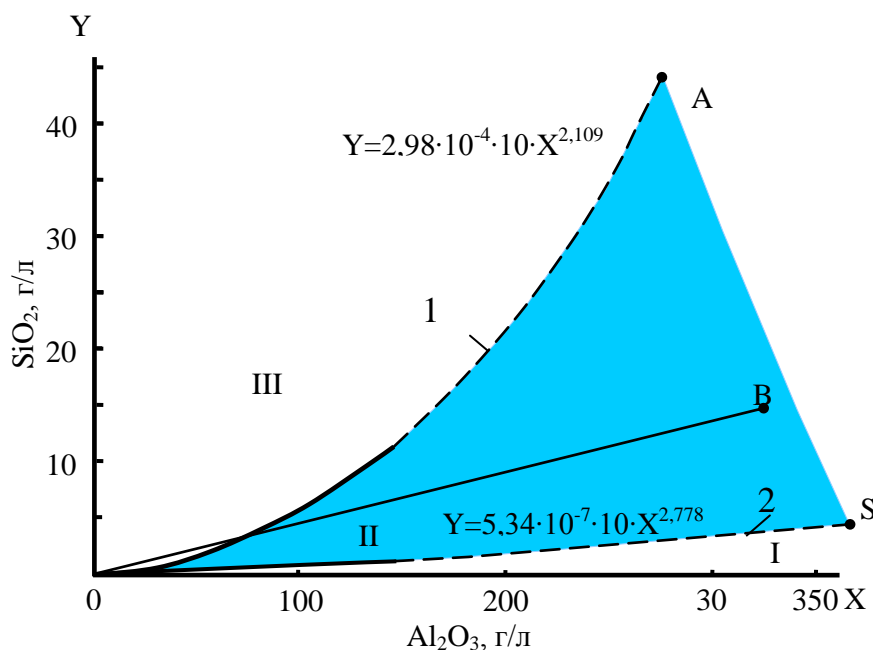


Рисунок 1. Зависимость изменения предельной метастабильной (1) и равновесной (2) относительно ГАСН концентрации SiO_2 в алюминатных растворах

Результаты химических анализов показывают, что шлам богат по содержанию Fe_2O_3 и TiO_2 . Усредненные результаты химических анализов красных шламов, %: Fe – 58,71; Ti – 4,84; Ni – 0,17; Cr – 0,2; Al – 2,23; Mn – 0,83; V – 0,13; Si – 2,57; S – 0,04; Ca – 0,30; Na – 0,19. Такие шламы предлагается в дальнейшем использовать в качестве сырья для производства чугуна в черной металлургии.

Из образцов шлама, полученных по новой технологии, при содействии института Металлургии УрО РАН, были произведены отливки чугуна. Проведен химический анализ проб. Содержание элементов в полученном чугуне следующее: V – 0,12 %; Cr – 0,046; Mn – 0,93; Co – 0,048; W – 0,6.

В процессе плавления ценные легирующие компоненты из шлама переходят в состав чугуна – получается так называемый природнолигированный чугун, шлак после плавки, обогащен оксидами титана, кальция и редкоземельными элементами.



Рисунок 2. Фотография легированного чугуна из красных шламов

В результате проведенных исследований предложен способ переработки бокситов, позволяющий не только значительно повысить извлечение Al_2O_3 из бокситового сырья, снизить потери щелочи и алюминия с красным шламом, но и решить одну из основных проблем глиноземного производства – повышение комплексности переработки бокситового сырья.

Появляется возможность решения одной из серьезных экологических проблем алюминиевой промышленности, связанной с хранением красных шламов на шламохранилищах, за счет использования их в качестве сырья для получения чугуна и высокотитанистых шлаков.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ЭЛЕКТРОЛИЗ КРИОЛИТГЛИНОЗЕМНЫХ РАСПЛАВОВ С МЕДНЫМИ АНОДАМИ

Николаев А.Ю.

Руководитель – проф., д.х.н. Лебедев В.А.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»,
г. Екатеринбург, mlm@mail.ustu.ru

Использование инертных или малорасходуемых анодов исключает выбросы CO_2 , CF_4 и полициклических ароматических углеводородов, позволяет использовать электролизеры принципиально новой конструкции по типу магниевых с вертикальным расположением электродов и соответственно с большей производительностью. Работы по исследованию керметных, оксидных и металлических инертных анодов были начаты с 30-х годов прошлого века [1] и активно развивается в настоящее время [2]. Нами проведены исследования медных анодов для электролитического получения лигатур Al-Cu. Для исследований был выбран электролит системы NaF-AlF₃ с криолитовым отношением 1,3, насыщенный по глинозему (около 3 %) и добавкой 3 % масс LiF для повышения электропроводности. Все опыты проводились на воздухе.

Исследование механизма анодного процесса проводили методом измерения обратных ЭДС. Температура электролита составляла 740 °С, что на 200...210 °С ниже температуры промышленного электролиза алюминия.

Равновесный потенциал металлического анода при выделении на нем кислорода описывается уравнением Нернста:

$$E = E^0 + \frac{RT}{2F} \ln \frac{\sqrt{P_{\text{O}_2}}}{a_{\text{O}^{2-}}} \quad (1)$$

Напряжение разложения Al_2O_3 на алюминий и кислород, рассчитанное по $\Delta G_{1000\text{K}} = -325,2$ ккал/моль [3], равно 2,35 В. На кривой отключения при плотностях тока выше 0,5 А/см² наблюдается кратковременный участок, соответствующий этому значению потенциала, который быстро исчезает (рис. 1б). Это говорит о наличии на поверхности анода лишь небольшого количества адсорбированного кислорода.

Уже при плотности тока 0,1 А/см² на кривой отключения появляется, а при больших плотностях тока закрепляется, площадка соответствующая значению 2,16 В (рис. 1, 1б).

Напряжение разложения CuO, рассчитанное по изменению энергии Гиббса в реакции:



$$E_{\text{н.р.}} = - \frac{\Delta G_p}{nF} = 16050 \times 4,184 / (2 \times 96484)$$

составляет 0,35 В, а разница между потенциалом выделения кислорода и напряжением разложения CuO дает значение $2,35 - 0,35 = 2,0$ В. Наблюдаемое нами значение 2,16 В, смещено в область положительных значений в соответствии с уравнением (1) это связано с избыточным давлением кислорода на поверхности анода, и говорит о наличии тонкой пленки CuO , которая становится все прочнее с увеличением плотности тока и продолжительности электролиза.

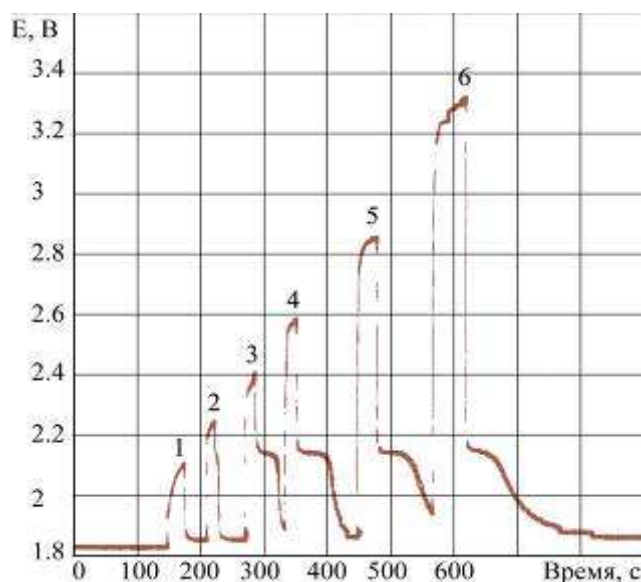
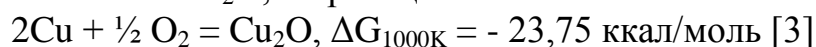


Рисунок 1. Поляризационные кривые при различных плотностях тока, A/cm^2 :
1 – 0,052; 2 – 0,104; 3 – 0,208; 4 – 0,417;
5 – 0,818; 6 – 1,276



Рисунок 1б.
Увеличенный фрагмент
кривой отключения

Равновесный потенциал между алюминием и медным электродом наблюдаемый в начале эксперимента и равный 1,82 В (рис. 1), соответствует напряжению разложения Cu_2O , по реакции:



$$E_{\text{н.р.}} = - \frac{\Delta G_p}{nF} = 23750 \times 4,184 / (2 \times 96484) = 0,515 \text{ В},$$

$$E_{\text{равн}} = 2,35 - 0,515 = 1,835 \text{ В}$$

Таким образом при погружении на воздухе медного электрода в электролит на нем образуется стойкая пленка из Cu_2O , которая затем окисляется до CuO выделяющимся на поверхности анода кислородом. Разница между рассчитанным и наблюдаемым напряжением разложения связана с изменением давления кислорода.

Электролиз с использованием Cu анода проводили в корундовом тигле. Катодом служил алюминий с молибденовым токоподводом, температура электролиза составляла 730...780 °С. Электролитом служил расплав NaF-AlF_3 (с 3 % масс. LiF) насыщенный по глинозему, концентрация глинозема

поддерживалась на уровне 2...2,5 % масс. Электролиз проводили 2 часа 26 минут при силе тока 0,77 А и анодной плотности тока 0,4 А/см². В течении всего электролиза напряжение было стабильным и составляло 3 В при межполюсном расстоянии 3,5...4 см, что примерно соответствует расчетному значению и говорит о нормальном течении процесса электролиза. Начальный потенциал составлял 1,84 В. Спустя 14 минут электролиза на кривой отключения наблюдался потенциал выделения кислорода (2,35 В), CuO (около 2,01 В) и Cu₂O (1,84 В). В конце электролиза на кривой отключения наблюдались только потенциалы кислорода и CuO, что свидетельствует об образовании на поверхности анода прочной пленки из CuO, которая защищает поверхность анода от дальнейшего окисления.

На рисунке 4 представлена фотография анода после электролиза, его поверхность осталась ровной, без значительных признаков коррозии. В результате электролиза выход по току для алюминия составил около 80 %. Полученный металл был проанализирован рентгено-спектральным анализом. Содержание Cu в алюминии полученном при электролизе находилось на уровне 18 %.



Рисунок 4. Медный анод после электролиза

Проведенные исследования показали принципиальную возможность использования Cu анодов для получения алюминиевых сплавов и лигатур низкотемпературным электролизом криолит-глиноземных расплавов. Дальнейшие исследования должны быть направлены на выбор оптимальных условий электролиза.

Используемые литературные источники:

1. А.И. Беляев, А.Е. Студенцев, “Электролиз глинозема с несгораемыми (металлическими) анодами”, Легкие металлы, 1936, №3, с.15...24.
2. R.P. Pawlek, “Inert anodes: an update”, Light metals 2004, pp. 283...287.
3. Уикс К.Е., Блок Ф.Е. Термодинамические свойства 65 элементов, их окислов, галогенидов, карбидов и нитридов. М.: Металлургия, 1965. 240 с.

КИНЕТИКА РАСТВОРЕНИЯ АКТИВНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ В НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ КРИОЛИТ- ГЛИНОЗЕМНОМ РАСПЛАВЕ

Письмак В.Н., Николаев А.Ю.

Руководитель – проф., д.х.н. Лебедев В.А.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,
г. Екатеринбург
mlm@mail.ustu.ru

Производство алюминия осуществляется в основном электролизом растворенного в криолитовом расплаве (к.р.) глинозема. В настоящее время наблюдается тенденция к работе в кислых криолитах с криолитовым отношением близким к единице. Но в таких электролитах снижается растворимость глинозема, поэтому важным становится вопрос работы с видами глинозема, которые имеют большую скорость растворения в низкотемпературных электролитах.

В настоящей работе изучена кинетика растворения обычного промышленного глинозема и полученного на кафедре активного оксида алюминия (АОА). Последний содержит 80...90 % γ - Al_2O_3 , является более пористым материалом с объемом пор 50...70 %, удельной поверхностью 150...250 м²/г.

В качестве электролита, был взят расплав системы NaA- AlF_3 с криолитовым отношением 1,2. Температура процесса составила 780 °С, что на 160...170 °С ниже температуры промышленного электролиза.

Скорость растворения глинозема в исследуемом электролите определяли электрохимическим методом, измеряя после загрузки порции глинозема, изменение во времени ЭДС следующего концентрационного гальванического элемента:

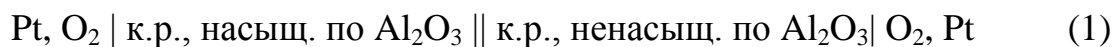


Схема лабораторной ячейки представлена на рис. 1. В шахтную печь устанавливали корундовый тигель, в который помещали графитовый стакан с асбестовой диафрагмой, пропитанной электролитом. Во внутренний тигель помещали 30 г электролит без добавленного глинозема. В корундовый тигель помещали 70 г насыщенный по глинозему электролита. Для измерения ЭДС в расплав опускали платиновые электроды в чехлах из оксида бериллия. ЭДС гальванического элемента регистрировали с помощью цифрового вольтметра и двухкоординатного самописца.

После загрузки во внутренний тигель порции глинозема проводили измерение ЭДС элемента (1). Установление постоянного значения ЭДС свидетельствует о завершении процесса растворения глинозема в электролите.

Эксперимент проводили до насыщения электролита глиноземом, когда ЭДС элемента (1) становилась равной нулю.

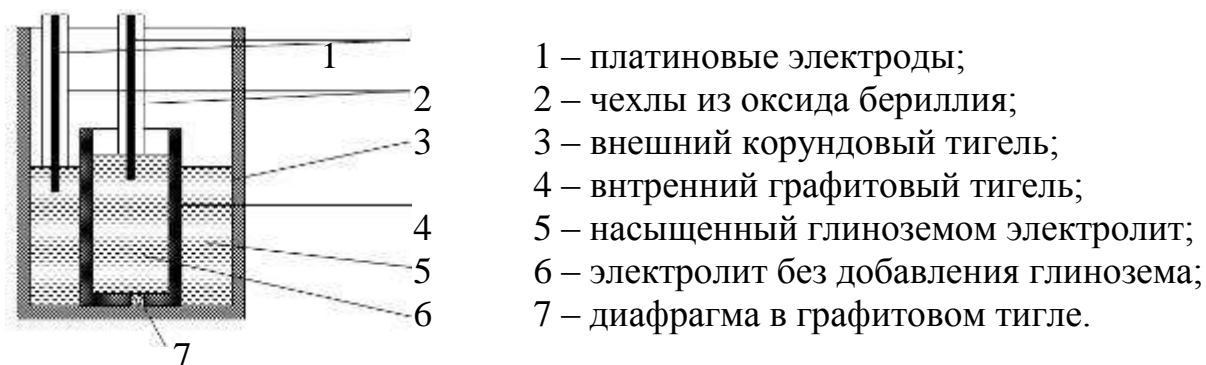


Рисунок 1. Схема ячейки

Для определения скорости растворения глинозема строилась зависимость изменения ЭДС во времени.

В данном опыте было произведено 5 загрузок глинозема во внутренний тигель. Глинозем загружался после установления стационарного значения ЭДС. Зависимость ЭДС от времени приведена на рис. 2.

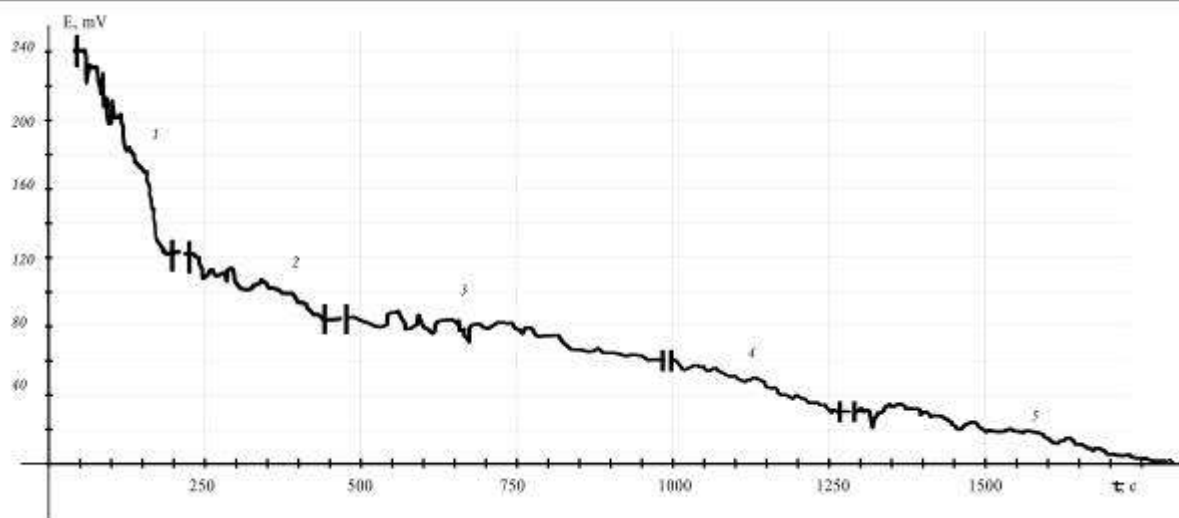


Рисунок 2. Зависимость ЭДС от времени при периодических загрузках глинозема: 1 – загрузка 0,1 г АОА; 2 – загрузка 0,1 г АОА; 3 – загрузка 0,4 г промышленного глинозема; 4 – загрузка 0,2 г АОА; 5 – загрузка 0,2 г промышленного глинозема

После добавления во внутренний тигель 1 г глинозема ЭДС элемента (1) стала равной нулю. Это означало, что достигнута растворимость глинозема в расплаве, которая при температуре 780 °С составила 3,3 %. Содержание глинозема в исходном электролите, рассчитанное по величине растворимости 3,3 % и величине начальной ЭДС 0,242 В, составило 0,02 %.

По разности установившейся ЭДС до и после введения добавки (ΔE) по уравнению (2), которое при температуре 780 °С имеет вид (3), рассчитывали

отношение ионов кислорода в конечном и исходном расплавах, процент и массу глинозема в электролите.

$$\Delta E = RT \ln (O_{\text{нас}}^- / O_{\text{не нас}}^-) / 2F \quad (2)$$

$$\Delta E = 0,045 \ln (O_{\text{нас}}^- / O_{\text{не нас}}^-) \quad (3)$$

Результаты расчетов содержания глинозема в расплаве после загрузки навесок приведены в таблице 1.

По данным рис. 2 и таблицы 1, можно сделать вывод, что часть глинозема, особенно в навеске № 3, погружаясь в объем электролита, медленно растворяется, образуя агломераты.

Таблица 1. Результаты расчетов содержания и массы глинозема в электролите, после введения навесок

№	ΔE , В	$\ln (O_{\text{нас}}^- / O_{\text{не нас}}^-)$	$[O_{\text{нас}}^- / O_{\text{не нас}}^-]$	%	m, г
1	0,120	2,66	14,29	0,258	0,087
2	0,038	0,84	2,33	0,67	0,201
3	0,024	0,53	1,70	1,13	0,339
4	0,032	0,71	2,03	2,1	0,71
5	0,026	0,56	1,73	3,9	1,17

По рассчитанным данным, представленным в таблице 1 и значении масс навесок m_n , с учетом не успевшей раствориться части глинозема (навески 3), были рассчитаны усредненные скорости растворения глинозема при каждой добавке по формуле (4).

$$v = m_n / (V \times \Delta \tau) \quad (4)$$

Скорости растворения приведены в таблице 2.

Таблица 2. скорости растворения глинозема

№	Вид глинозема	$\Delta \tau$, мин	m_n , г	Скорость, г/(см ³ ×мин)
1	АОА	2,47	0,087	$2,35 \cdot 10^{-3}$
2	АОА	3,5	0,115	$2,19 \cdot 10^{-3}$
3	Промышленный глинозем	8,75	0,140	$1,07 \cdot 10^{-3}$
4	АОА	4,57	0,11	$1,63 \cdot 10^{-3}$
5	Промышленный глинозем	8,72	0,2	$1,52 \cdot 10^{-3}$

Как видно из таблицы 2, активный оксид алюминия имеет примерно в 1,5 раза большую скорость растворения, чем промышленный глинозем. Скорость растворения глинозема в электролите закономерно снижается по мере насыщения расплава глиноземом.

ПОЛУЧЕНИЕ АКТИВНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С ЦЕЛЬЮ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ЭЛЕКТРОЛИЗА КРИОЛИТ- ГЛИНОЗЕМНЫХ РАСПЛАВОВ

Письмак В.Н.

Руководитель – доц., к.т.н. Логинова И.В.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,
г. Екатеринбург
mlm@mail.ustu.ru

Почти весь алюминий (около 95 %), производимый в настоящее время, получают электрохимическим восстановлением глинозема, растворенного в расплавленном криолите при температурах 950...970°C. В настоящее время наблюдается тенденция к работе в кислых криолитах с криолитовым отношением близким к единице. Но в таких электролитах снижается растворимость глинозема, поэтому важным становится вопрос работы с видами глинозема, которые имеют большую скорость растворения в низкотемпературных электролитах.

Также большое значение для алюминиевых и глиноземных заводов имеет выпуск не металлургического сырья таких как псевдобемит и активный оксид алюминия. Производство этих продуктов позволит повысить рентабельность предприятий.

В настоящей работе рассмотрена технология получения псевдобемита и активного оксида алюминия (АОА).

Исходными продуктами для получения псевдобемита служили гидроалюмокарбонат натрия (давсонит $\text{NaAl}(\text{OH})_2\text{CO}_2$). Гидроалюмокарбонат образуется при карбонизации алюминатного раствора и взаимодействии гидроксидов алюминия с бикарбонатными растворами. При гидролитическом разложении давсонита получается псевдобемит с удельной поверхностью до 300 м²/г.

Давсонит также служит исходным сырьем для получения низкоплавкого электролита. При разложении разбавленной плавиковой кислотой образуется соль состава NaAlF_4 .

Из псевдобемита получаем активный оксид алюминия. Активный оксид алюминия в гранулированном виде используется в качестве осушителей, является одним из важнейших твердых сорбентов. Также АОА может быть использован при электролитическом получении алюминия, в особенности при электролизе низкотемпературных криолит-глиноземных расплавов.

Были получены ИК – спектры гидроксидов алюминия. Спектрограмма гидроксида полученного на основе гидроалюмокарбоната натрия соответствует спектрограмме бемита (рис. 1). Спектрограмма исходного гидроксида соответствует гиббситу (рис. 2)

Также были получены микрофотографии гидроксидов алюминия, полученного при гидролитическом разложении натриевого давсонита. На данных фотографиях четко видна аморфная структура $\text{Al}(\text{OH})_3$ (рис. 3). Для сравнения приведены микрофотографии исходного гидроксида (рис. 4). На основе проведенных экспериментов можно сделать вывод, что при определенных параметрах процесса возможно получение различных форм гидроксида алюминия, в том числе бемита с развитой удельной поверхностью и псевдобемита.

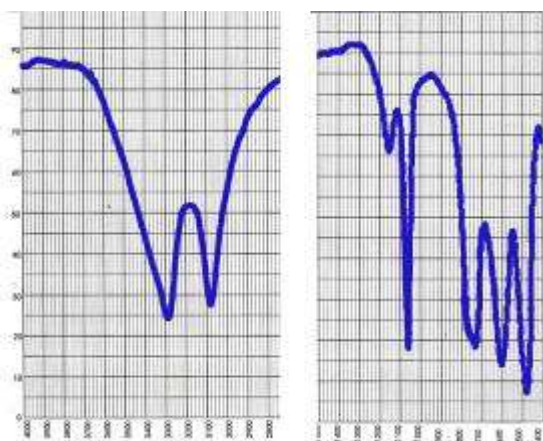


Рисунок 1. спектрограмма полученного гидроксида алюминия

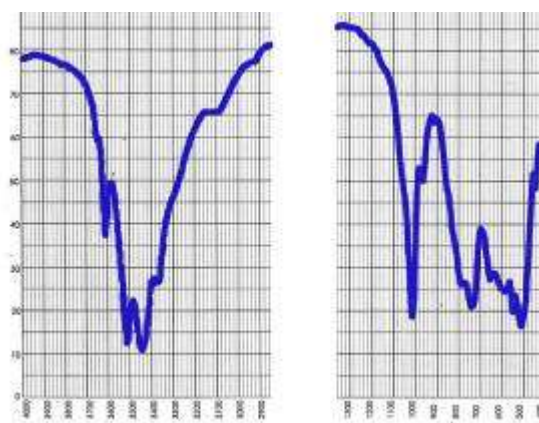


Рисунок 2. спектрограмма исходного гидроксида алюминия



Рисунок 3.
Микрофотография полученного гидроксида алюминия



Рисунок 4.
Микрофотография исходного гидроксида алюминия

Также был получен активный оксид алюминия (АОА). АОА получали путем обжига псевдобемита. В результате обжига, посредством удаления H_2O получили оксид алюминия, который содержит 80...99 % $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, по прочности уступает корунду, но является более пористым материалом: объем пор 50...70 %, удельная поверхность 150...250 $\text{м}^2/\text{г}$.

На рис. 5 и 6 представлены микрофотографии заводского глинозема и активного оксида алюминия.



Рисунок 5.

Микрофотография промышленный
глинозема оксида алюминия

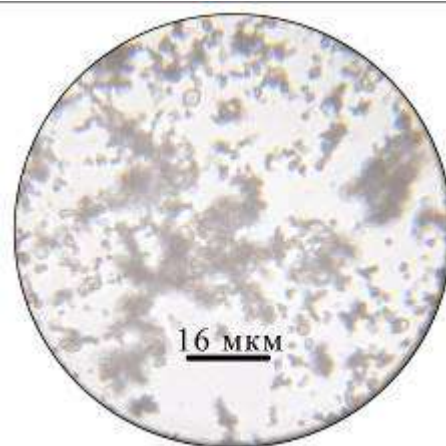


Рисунок 6.

Микрофотография полученного
глинозема оксида алюминия

Полученный оксид алюминия обладает примерно в 1,5 раза большей скоростью растворения, нежели промышленный глинозем. И соответственно может быть использован при электролитическом получении алюминия в низкотемпературных электролитах.

По своим химическим и физическим свойствам полученный активный оксид алюминия близок к аналогам, используемым в качестве катализаторов, сорбентов и осушителей.

КОМПЛЕКСНАЯ ПЕРЕРАБОТКА БОКСИТОВОГО СЫРЬЯ, ЛЕГИРОВАНИЕ РЕДКИМИ МЕТАЛЛАМИ И ИХ СПЛАВЫ

Панов Д.С.

Руководитель - доц., к.т.н. Логинова И.В.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,
г. Екатеринбург

В течение многих лет ведутся исследования по повышению комплексной переработки бокситов по различным направлениям.

Первое направление связано с внедрением разработанных технологий попутного извлечения из бокситов некоторых редких элементов в действующие способы производства глинозема.

Второе направление связано с разработкой новых перспективных способов переработки бокситов без образования красных шламов, а также с приемами их использования.

Бокситы необходимо использовать комплексно. Их следует рассматривать как потенциальное сырье для получения редких металлов, например, таких как галлий, ванадий и скандий.

Так, для получения галлиевых концентратов из алюминатных растворов используют главным образом следующие способы:

1. двухстадийная карбонизация;
2. обработка растворов известью;
3. электролиз с ртутным катодом;
4. электролиз с твердыми катодами из нержавеющей стали, свинца, меди;
5. электролиз с катодами из металла, в который диффундирует восстановленный галлий;
6. комбинированные способы.

Также промышленное применение нашли следующие способы выделения галлия из щелочно-алюминатных растворов глиноземного производства:

1. цементация амальгамой натрия, которая, в частности, образуется при электролизе алюминатных растворов с ртутным катодом;
2. жидкостная экстракция с использованием различных эфиров, спиртов, кислородсодержащих органических соединений;
3. сорбционные методы получения галлия.

Для выделения ванадиевого концентрата из алюминатных растворов наиболее распространен кристаллизационный способ, основанный на снижении растворимости соединений ванадия в щелочно-алюминатных растворах в зависимости от концентрации едкого натра и температуры.

При переработке бокситов разных месторождений по способу Байера образуются красные шламы, которые выводятся из процесса в виде пульпы и складываются в шламохранилищах, занимающих огромные земельные участки.

Химический и минералогический состав таких шламов достаточно сложен. Он зависит от состава исходного боксита, а также от способа и условий переработки. На 1 т получаемого глинозема образуется 0,8...1,2 т красного шлама. Химический состав байеровских красных шламов варьируется в следующих пределах, %: 10...20 Al_2O_3 ; 4...10 SiO_2 ; 30...40 Fe_2O_3 ; 5...15 CaO ; 3...10 TiO_2 ; 2...5 Na_2O ; 5...15 потери при прокаливании.

Сотрудниками кафедр МЛМ и МТЦМ изучен вопрос переработки красных шламов. На основании полученных результатов разработана технологическая схема извлечения скандия из красных шламов с использованием фосфорнокислого катионита КФП-12, и обоснована технико-экономическая целесообразность внедрения новой технологии, являющейся условно безотходной, т.к. существует возможность использования всех продуктов переработки красных шламов в различных отраслях народного хозяйства.

Легирование небольшими количествами скандия, ванадия, галлия и других РЗЭ значительно улучшает свойства различных сплавов. Некоторые сплавы, в состав которых входят РЗЭ, обладают уникальными свойствами.

Ванадий в качестве легирующих добавок стали применять в металлургии ещё в конце XIX в. Возможность использования самого металла и сплавов на его основе появилась относительно недавно - после освоения производства чистого металла.

Из сплава, содержащего 4 % Ti, 4 % Al (остальное ванадий), изготавливают элементы авиационных реактивных двигателей и ракет. Аналогичное применение нашли сплавы, содержащие 13 % Ti, 11 % V, 3 % Cr (остальное алюминий) и 6 % Ti, 4 % Al (остальное ванадий). Ванадий применяют как материал для оболочек ядерных реакторов и покрытия топливных элементов, производства сверхпроводящих сплавов.

Галлий образует легкоплавкие сплавы с рядом металлов (висмут, свинец, олово, кадмий, цинк, индий, таллий), которые используют в терморегуляторах, спринклерных устройствах (противопожарные сигнальные устройства), а также для замены ртути (в выпрямителях, прерывателях тока, гидравлических затворах).

Большое значение приобрели галлиевые припои для бесфлюсовой низкотемпературной пайки. Паяные швы, выполненные при температурах 150...200 °С с использованием алюминиевогаллиевого припоя (5...65 % Al, 95...35 % Ga) имеют $\sigma_B > 30...50$ МПа, могут работать при температурах 350...900 °С, выдерживать термоциклические, вибрационные и ударные нагрузки.

Кроме того, галлий используют как акцепторную добавку для легирования германия, сообщая ему дырочную проводимость.

Легирование сплава Al-Mg-Li (сплав 1420) скандием (сплав 1421) повышает предел текучести на 20...25 %. В виде штамповок этот сплав широко используется для корпусов ракет (ГРЦ «КБ им. ак. В.П.Макеева»), что дает

возможность снижения их массы на 10...15 %. Модификация этого сплава с пониженным содержанием магния и дополнительным легированием скандием (сплав 1423) разработана для изготовления листовых деталей сложной конфигурации методом сверхпластичной формовки.

Легированием сплавов на базе системы Al-Cu-Li скандием и цирконием разработан свариваемый сплав 1460 для криогенных топливных баков космического и авиационного назначения.

Разработанные (ВИАМ, ВИС) как заменители сплава АМг6 сплавы 1570 (~ 6,0 % Mg, ~ 0,5 % Mn, ~ 0,1 % Zr, 0,22...0,30 % Sc, остальное Al) и 1421 (~ 2,0 % Li, ~ 5,0 % Mg, ~ 0,1 % Zr, 0,16...0,21 % Sc, остальное Al) показывают на поковках, например, значения механических свойств при растяжении, МПа: АМг6 – 285, 1570 – 355, 1421 – 422.

Взаимодействуя с алюминием, скандий образует фазу Al_3Sc , выделяющуюся из алюминатного сплава при первичной или эвтектической кристаллизации, а также при распаде пересыщенного твердого раствора. Это стабильная фаза с кубической гранецентрированной решеткой, имеющей близкие геометрические параметры с решеткой алюминия (4,405 и 4,407 Å соответственно). Сходство кристаллических решеток является основной причиной, объясняющей уникальное влияние скандия на структуру и свойства алюминия и его сплавов. Основной эффект от введения его в алюминиевые сплавы, как видно из приведенных примеров, заключается в повышении коррозионной стойкости, прочностных характеристик (на 100...180 МПа, в том числе при температурах 250...300 °С), улучшении свариваемости, снижении анизотропии свойств.

Широкое применение скандийсодержащих сплавов сдерживается дороговизной лигатуры. Снизить себестоимость Al-Sc-лигатуры (АСЛ) удастся при использовании в синтезе менее качественных солей скандия с удалением только примесей, ухудшающих свойства конечного сплава, а процесс получения лигатуры проводить при более низких температурах расплава солей и с минимальным перенапряжением выделения скандия.

Скандий, ванадий, галлий и другие редкие металлы являются важными элементами, легирование которыми, а также создание сплавов на их основе, позволяет получить новые сплавы с заданными характеристиками и свойствами.

ВЫБОР КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ ИНТЕРВАЛОВ РАЦИОНАЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu

Смирнов В.Л., Ильиных М.В., Зайцева Н.А.

Руководитель – проф., д.т.н. Замятин В.М.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,
г. Екатеринбург, infinity777@e1.ru, maksim.kamur@mail.ru

Вопрос оптимизации химического состава многокомпонентных алюминиевых сплавов, предназначенных для изготовления полуфабрикатов с требуемыми структурой и свойствами, имеет очень важное значение. Один из подходов к решению этого вопроса основывается на минимизации эффективной объемной доли и неоднородности ориентации избыточных фаз в полуфабрикатах. Указанный подход не учитывает состава фаз и матрицы сплавов, что не позволяет в полной мере оптимизировать состав сплавов по содержанию легирующих и примесных элементов. В данной работе для оптимизации химического состава многокомпонентных алюминиевых сплавов предлагается подход, основанный на результатах термического и микрорентгеноспектрального анализов сплавов в закаленном или состаренном состояниях.

Для модифицирования многокомпонентных алюминиевых сплавов все шире начинают применяться лигатурные прутки Al - 5 % Ti - 1 % В и Al - 3 % Ti - 0,15 % С. Однако вопрос об оптимальном расходе этих лигатур при непрерывном модифицировании деформируемых алюминиевых сплавов при полунепрерывном литье слитков пока не решен. Это обстоятельство потребовало дополнительных исследований процесса модифицирования алюминиевых сплавов вышеуказанными лигатурами.

Объектами исследования служили образцы промышленных алюминиевых сплавов на основе системы Al-Zn-Mg-Cu. Образцы вырезали из литых и гомогенизированных плоских слитков поперечным сечением 300×1100 и 400×1320 мм, а также из термообработанных толстых плит.

Для определения температур фазовых превращений (неравновесного солидуса t_{hs} , равновесного солидуса t_s и ликвидуса t_l) образцов от слитков и плит алюминиевых сплавов был применен модернизированный метод термического анализа (ТА), с последующим численным дифференцированием кривых нагрева и охлаждения.

Для исследования структуры сплавов применялся сканирующий электронный микроскоп «JSM-5900LV» с приставкой электронно-зондового микроанализатора локальностью 1...2 мкм.

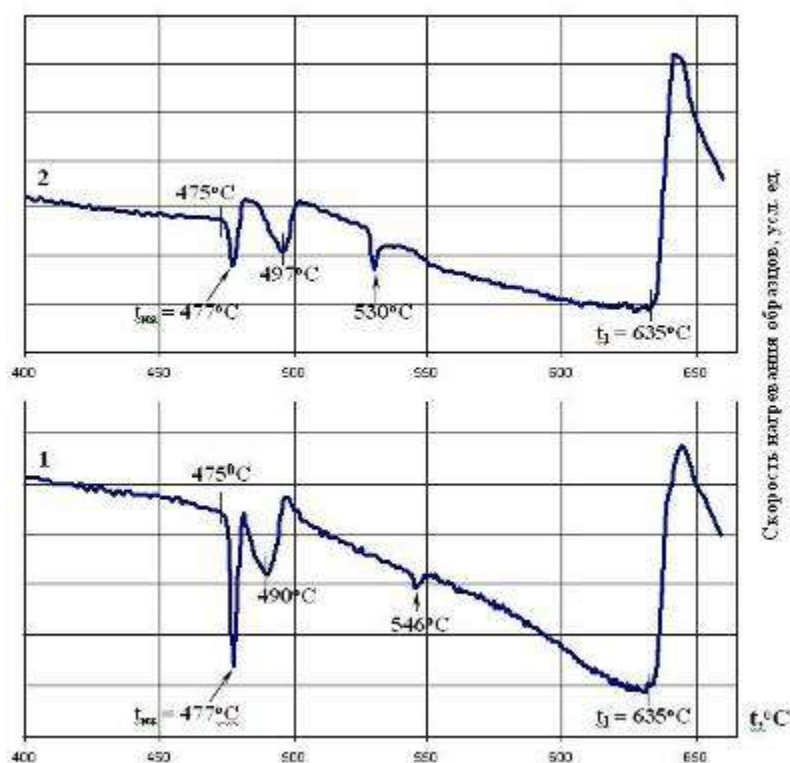


Рисунок 1. Термограммы промышленного алюминиевого сплава 7050 в режиме нагрева (состояния): 1 – отожженное; 2 – гомогенизированное

При промышленном производстве плит толщиной 60...150 мм из сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu часто наблюдается недопустимо низкий уровень и разброс механических свойств плит. Для решения этой актуальной задачи использован принцип рационального легирования сплавов, основанный на результатах их термического и микрорентгеноспектрального анализов. Принцип рационального легирования учитывает: предельную совместную растворимость легирующих элементов в алюминиевой матрице сплавов при температуре нагрева под закалку; долю легирующих элементов, участвующих в образовании с примесными элементами практически нерастворимых фаз, а также долю легирующих элементов, образующих между собой избыточные фазы, которые, хотя и являются растворимыми, но не могут раствориться при нагреве под закалку из-за достигнутой насыщенности α -твердого раствора.

Термический анализ образцов от отожженного и гомогенизированного слитков показал (см. рис. 1), что на термограммах имеются четко выраженные эндотермические пики, свидетельствующие о том, что полного растворения неравновесной эвтектики при гомогенизации слитков по серийным режимам не происходит. Следует отметить, что эндотермический пик сплава 7050 системы Al-Zn-Mg-Cu-Zr имеет раздвоение. Первый пик на термограммах при температуре 477 °С обусловлен плавлением легкоплавкой эвтектики, представляющей собой смесь кристалликов α_{Al} и фазы $Mg(Zn,Cu,Al)_2$. В результате этого процесса цинк диффундирует в зерна алюминиевой матрицы.

Фаза $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$ превращается в фазу Al_2CuMg , которая совместно с кристалликами α_{Al} образует новую эвтектику. Плавление последней осуществляется при температурах вторых эндотермических пиков: 490 и 497 °С (образцы от отожженного и гомогенизированного слитка, соответственно). Наличие в слитках неравномерно распределенного избытка фазы Al_2CuMg с растворенным в ней цинком (3...4 масс. %) приводит к тому, что изготовленные из них плиты сплава 7050 обладают пониженными механическими свойствами.

Микрорентгеноспектральный анализ шлифов из центральной зоны закаленных и состаренных плит толщиной 152,4 мм из сплава 7050 в состоянии T7451 показал наличие по границам зерен дисперсных частиц фазы Al_2CuMg , нерастворенной при нагреве плит под закалку. Содержание основных легирующих элементов в матрице плиты из сплава 7050 в состоянии T7451 составляет (в масс. %): 7,30 % Zn, 1,88 % Mg и 2,19 % Cu. Следовательно, при нагреве плиты под закалку до 475°С и выдержке ее при этой температуре в течение 300 мин указанные значения концентраций соответствуют предельной растворимости основных легирующих элементов в алюминиевой матрице сплава. Исходя из принципа рационального легирования, рекомендованы следующие нижние концентрационные пределы магния и меди в сплаве 7050 (в масс. %): 1,9 % Mg и 2,2 % Cu.

Что касается цинка, то следует отметить, что он практически полностью растворяется в алюминиевой матрице сплава при нагреве плит под закалку. Поэтому его содержание в сплаве целесообразно выбирать в середине концентрационного интервала, задаваемого нормативной документацией.

На основании полученных результатов предложен сбалансированный химический состав сплава 7050 по основным легирующим элементам, содержание которых изменяется в интервалах (в масс. %): (1,95...2,15) Mg, (2,20...2,35) Cu, (6,20...6,40) Zn. Уменьшение легированности сплава 7050 магнием и медью устранило нестабильность и повысило уровень значений относительного удлинения толстых плит в состоянии T7451 в высотном направлении, а также их прочностные свойства в поперечном и продольном направлениях.

При современном промышленном производстве слитков из деформируемых алюминиевых сплавов, получаемых методом полунепрерывного литья, применяется комбинированный способ модифицирования сплавов (лигатура в виде чушек Al - 3 % Ti + прутковая лигатура Al - 5 % Ti - 1 % В). За счет присадки лигатуры Al - 3 % Ti содержание титана в сплаве поддерживается в пределах 0,04...0,06 масс. %, а расход прутковой лигатуры Al - 5 % Ti - 1 % В составляет 1 кг на 1 тонну сплава. Результаты исследования структуры слитков свидетельствуют о существенном измельчении размера литого зерна (до 100...150 мкм). Однако, в микроструктуре слитков наблюдается увеличение толщины эвтектических

прослойки по границам зёрен и размеров интерметаллидных фаз кристаллизационного происхождения.

Анализ серийного комбинированного способа модифицирования сплава Al - 8,1 % Zn - 2,2 % Mg - 1,6 % Cu - 0,12 % Zr показал, что значительное измельчение литого зерна в слитках данного сплава не приводит к ожидаемому повышению их пластических свойств при температурах (390...410 °C) горячей деформации. Модифицирование этого сплава прутковой лигатурой Al - 5 % Ti - 1 % В при ее расходе 1 кг на 1 тонну расплава вызывает существенное снижение вязкости разрушения плит в состоянии T12. Аналогичные результаты были получены и для сплавов 7050 и 7075.

Кроме того, при изготовлении штамповок сложной конфигурации из сплава 7050 в состоянии T74 в их макроструктуре обнаруживаются дефекты типа расслоений. В поверхности расслоений обнаружены частицы фаз, свойственные сплаву 7050: Al_2CuMg , Al_7Cu_2Fe и Mg_2Si . В то же время, в поверхности раскрытого блестящего расслоения помимо фаз, свойственных данному сплаву, имеются частицы с высоким (до 20 %) содержанием титана, которые не были обнаружены при микрорентгеноспектральном анализе как здорового излома, так и специально приготовленных шлифов. На основании полученных данных уточнен механизм образования блестящих расслоений и сделано заключение об отрицательном воздействии избыточного модифицирования алюминиевых сплавов титаном (из расчёта 1 кг лигатуры Al – 5 % Ti – 1 % В на 1 тонну расплава) вследствие его высокой гидридообразующей способности.

Промышленные эксперименты показали, что уменьшение расхода лигатур Al - 3 % Ti и Al - 5 % Ti - 1 % В обеспечивает получение штамповок из сплавов 2014T6 и 7050T74 без расслоений. На основании результатов многочисленных экспериментов сформулирован принцип рационального модифицирования многокомпонентных алюминиевых сплавов, заключающийся в том, что количество вводимого модификатора должно обеспечить получение однородной макроструктуры слитков с разветвленным равноосным зерном диаметром 200...250 мкм и, как следствие, дисперсность фаз в межосных пространствах; при этом содержание модификатора в сплаве должно быть минимальным, а его распределение по микрообъемам сплава – максимально равномерным. Благодаря такому подходу к процессу модифицирования удалось предотвратить образование расслоений в штамповках и плитах, повысить вязкость разрушения и усталостную долговечность полуфабрикатов.

НЕРАВНОВЕСНОСТЬ ЖИДКОГО СПЛАВА Al – 4 % Cu

Резник П.Л., Конашков В.В.

Руководитель – проф., д.т.н. Замятин В.М.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,

г. Екатеринбург

urfu-science@yandex.com

Одним из основных элементов, применяющихся для легирования литейных и деформируемых алюминиевых сплавов, служит медь. Добавки меди до 6...7 % вызывают повышение прочностных свойств, а в некоторых случаях улучшение коррозионных характеристик алюминиевых сплавов при дисперсионном твердении.

Промышленный опыт производства алюминиевых сплавов показывает, что при прочих одинаковых технологических операциях важную роль в получении требуемых структуры и свойств сплавов играет температурно-временной режим их приготовления. Сведения о процессах, проходящих в расплавах, могут быть получены при исследовании температурных и временных зависимостей структурно-чувствительных свойств жидких сплавов.

В данной работе изучали температурную и временные зависимости кинематической вязкости ν сплава Al – 4 % Cu. Сплав готовили в печи сопротивления из чистых алюминия (99,995 % Al) и меди (99,99 % Cu). Алюминий расплавляли в тигле из спектрально чистого графита, нагревали до 820...830 °C, растворяли в алюминии медь, расплав перемешивали и заливали в медную изложницу. От полученных слитков диаметром 20мм и высотой 150 мм отбирали образцы для измерения кинематической вязкости. Кинематическую вязкость сплава определяли крутильно-колебательным методом в режиме первоначального нагрева и последующего охлаждения. Применяли тигли из BeO, измерения вязкости осуществляли в атмосфере особо чистого гелия.

В процессе нагревания расплава от 640 до 960 °C при каждом фиксированном значении температуры проводили по 6...8 измерений вязкости для нахождения её среднего значения. Полученная температурная зависимость усредненных значений вязкости ν сплава Al – 4 % Cu приведена на рис. 1. Из графика видно, что в температурных интервалах 680...700 °C, 830...840 °C и 940...960 °C наблюдаются отклонения политермы вязкости от плавного хода. Набор значений вязкости расплава при каждой фиксированной температуре использовали для расчета степени неустойчивости ξ , которая представляет собой отношение среднего квадратичного отклонения значений вязкости к её среднему значению при этой же температуре. Результаты расчета ξ , представленные на рис. 1, жидкого сплава Al – 4 % Cu свидетельствуют о том, что степень неустойчивости оказывается наибольшей как раз в тех температурных интервалах, в которых наблюдается anomalous поведение политермы вязкости.

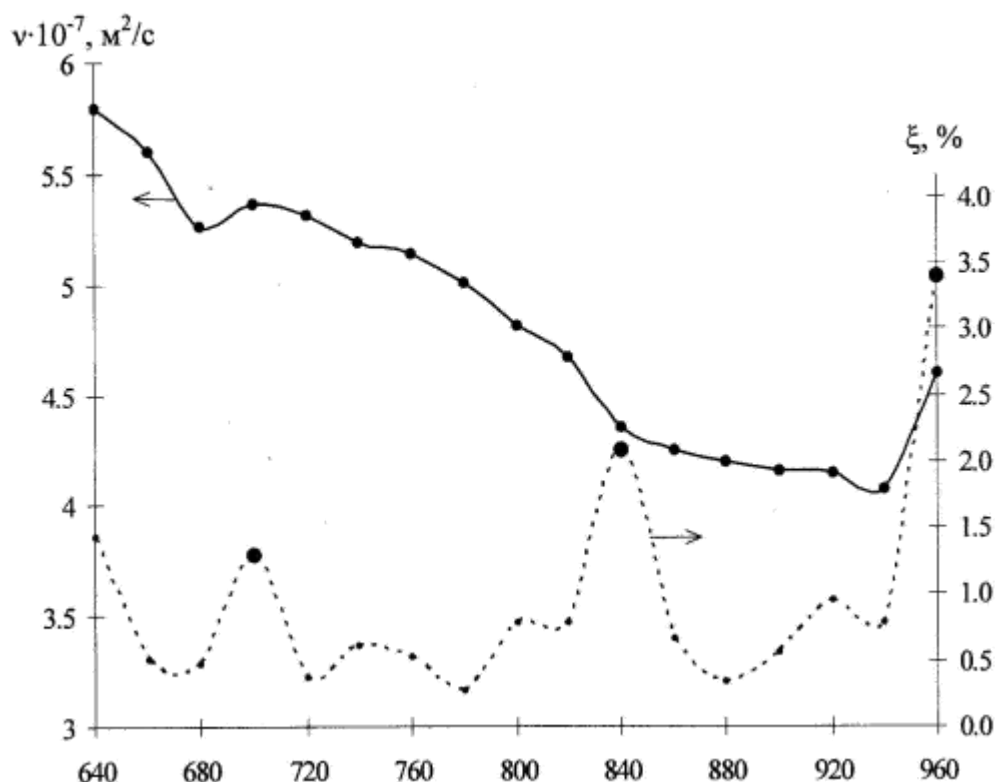


Рисунок 1. Политерма кинематической вязкости ν и степень неустойчивости ξ

При охлаждении расплава от 860 °С политерма его вязкости имеет плавный вид вплоть до 600 °С, а степень неустойчивости значений вязкости оказалось на порядок меньше соответствующих значений ξ , свойственных нагреваемому расплаву. Следовательно, высокотемпературный нагрев жидкого сплава Al – 4 % Cu обеспечили перевод расплава в более стабильное равновесное состояние.

Результаты исследования временных зависимостей кинематической вязкости сплавов Al – 4 % Cu при температурах 700, 770, 830 и 950 °С приведены на рис. 2. Полученные зависимости вязкости сплавов Al – 4 % Cu от времени выдержки имеют сложный колебательный характер. При этом колебания значений вязкости не затухают по истечении 200...250 мин. Примечательно, что амплитуда колебаний значений ν при температуре выдержки 830 °С оказывается максимальной (кривая 3 на рис. 2) по сравнению с данными, полученными при других температурах выдержки. Анализ совокупности полученных результатов дает основание заключить, что наблюдаемые особенности на политерме жидкого сплава Al – 4 % Cu, проявляющиеся в отклонении от плавного хода, а также высокая степень неустойчивости значений ν в области температур 680...700 °С и 830...840 °С обусловлены перестройкой структуры ближнего порядка расплава.

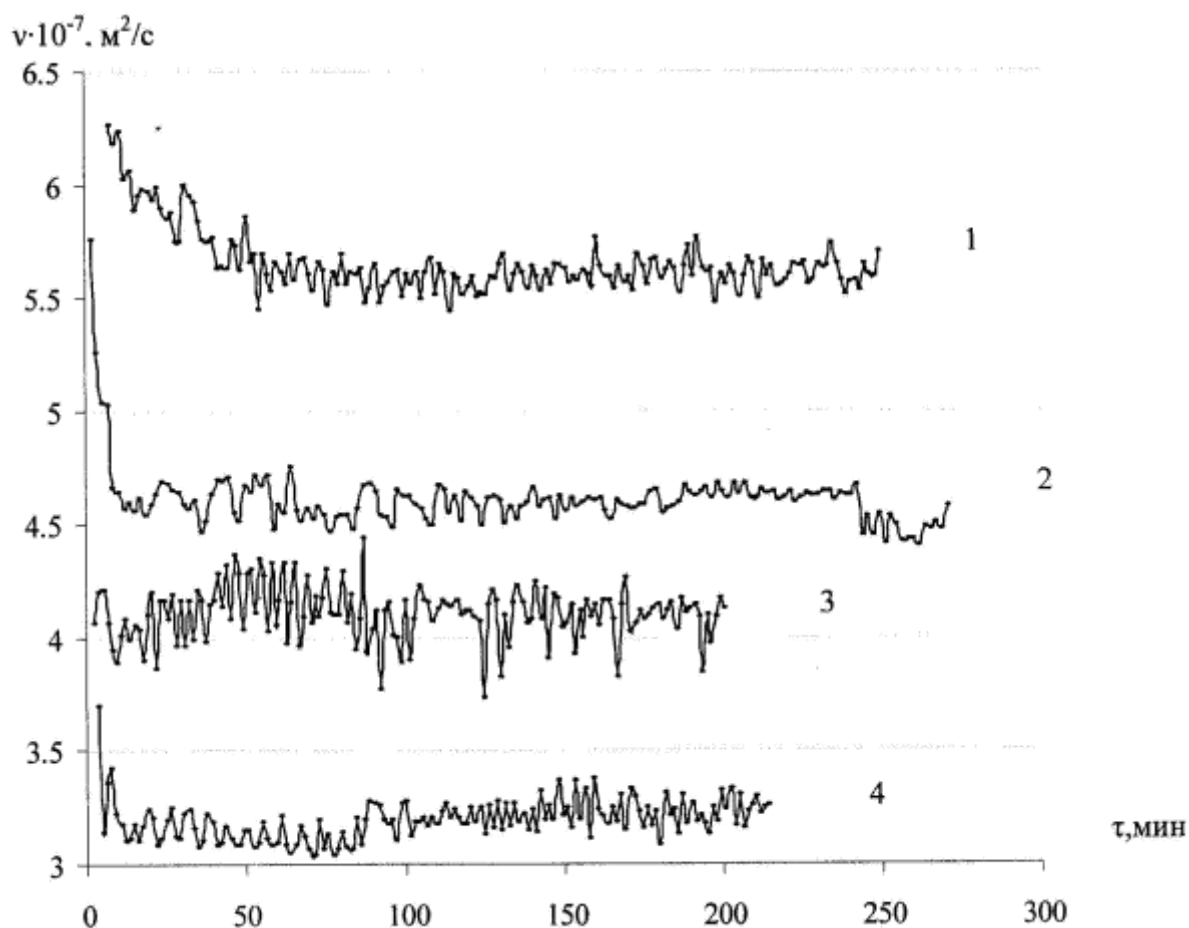


Рисунок 2. Временные зависимости кинематической вязкости жидкого сплава Al – 4 % Cu при разных температурах. 1 – 700 °C; 2 – 770 °C; 3 – 830 °C; 4 – 950 °C

Особенно ярко перестройка структуры расплава протекает при температуре 830...840 °C, так как она сопровождается существенным возрастанием амплитуды колебаний значений вязкости в ходе изотермической вязкости. Относительно температурной области 940...950 °C, в которой также наблюдается резкое повышение вязкости расплава и значительное увеличение степени нестабильности её значений, заметим, что для выяснения причины этих аномальных изменений требуется дальнейшее исследование.

СЕКЦИЯ 2. ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЛЕГКИХ СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ ТРАДИЦИОННЫХ И ЭКСТРИМАЛЬНЫХ МЕТОДОВ ВОЗДЕЙСТВИЙ

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ ЗА ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ В СПЛАВАХ Al-Mg, Mg-Nd и Mg-Y

Ахмедов М. Ч.

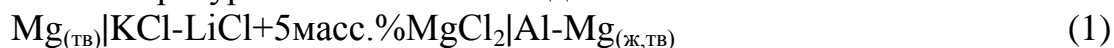
Руководитель – проф., д.х.н. Лебедев В.А.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»,
г. Екатеринбург
mlm@mail.ustu.ru

В основе термо-временной обработки металлических сплавов лежит образование и распад образующихся в системе твердых растворов, позволяющие существенно улучшить эксплуатационные характеристики изделий. Основными методами контроля за распадом твердых растворов является рентгенофазовый анализ и измерение механических свойств изделий, подвергнутых различной термо-временной обработке. Поскольку растворимость магния в твердом алюминии, а также неодима и иттрия в магнии, существенно уменьшается с понижением температуры, в сплавах этих систем возможны процессы образования и распада пересыщенных твердых растворов. Их выявление электрохимическими методами явилось предметом настоящей работы.

Предлагаемая работа обобщает результаты исследований фазообразования и термодинамических свойств жидких и твердых сплавов систем Al – Mg [1], Mg – Y [2] и Mg – Nd [3] классическим равновесным (I) и динамическим (II) [4] вариантами метода э.д.с. Динамический вариант заключается в измерениях э.д.с. при непрерывном снижении температуры со скоростью 3...7 °С/мин, и позволяет наряду с термодинамическими характеристиками установить параметры фазообразования в изученных сплавах.

На температурной зависимости э.д.с. элемента



отчетливо выявляются (рис. 1) область гомогенных жидких растворов (600...550 °С для 20 ат. % Mg, 600...500 °С – для 30 ат. % Mg), двухфазная область (твердый раствор Mg в Al + жидкость) (550...450 °С для 20 ат. % Mg, 500...450 °С для 30 ат. % Mg) область сосуществования твердых растворов и фазы β (ниже 450 °С), согласующиеся с диаграммой состояния (рис. 2).

При переходе в область существования твердых фаз (тв. p-p + β) изменение потенциалов в зависимости от температуры происходит ступенчато.

Скачкообразное изменение потенциалов, по нашему мнению, соответствует распаду пересыщенных твердых растворов. Растворы с 18,6 ат. % Mg, образовавшиеся при 450 °С, распадаются при 370...380 °С. Переохлаждение достигает 70...80 °С, а степень пересыщения 1,5. Указанному пересыщению при 380 °С соответствует изменение потенциала на 0,011 В, что хорошо согласуется с экспериментально наблюдаемой величиной 0,010 В.

На рис. 3. приведены результаты измерения элемента

$\text{Y-Mg}|\text{3LiCl-2KCl+5 масс.\% YCl}_3||\text{Y-Bi}_{(\text{нас. р-р})}$

(2)

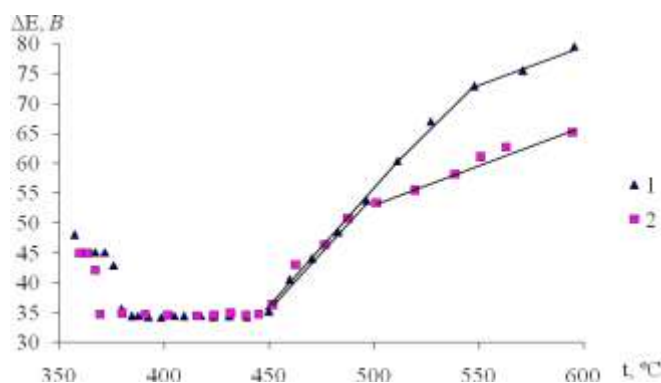


Рисунок 1.

Температурная зависимость э.д.с. элемента (1) для сплавов 20 и 30 ат. %, (1, 2) соответственно

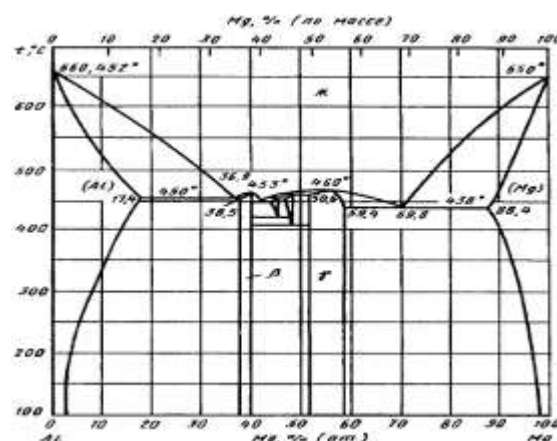


Рисунок 2.

Диаграмма состояния системы алюминий – магний

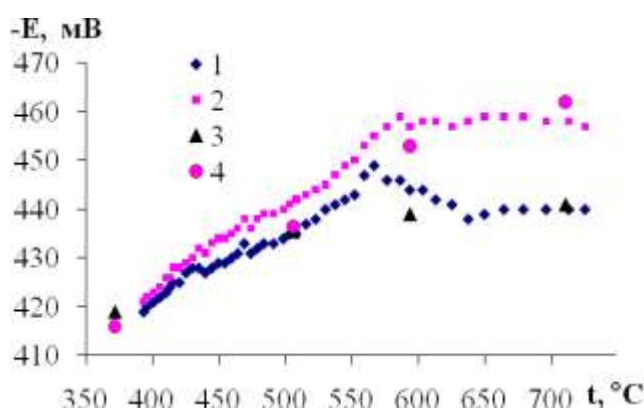


Рисунок 3. Температурная зависимость

э.д.с. элемента (1). Содержание Y в Mg:

1, 3 – 5 мол.%; 2, 4 – 8,5 мол.%. Метод измерения: 1, 2 – динамический;

3, 4 – равновесный.

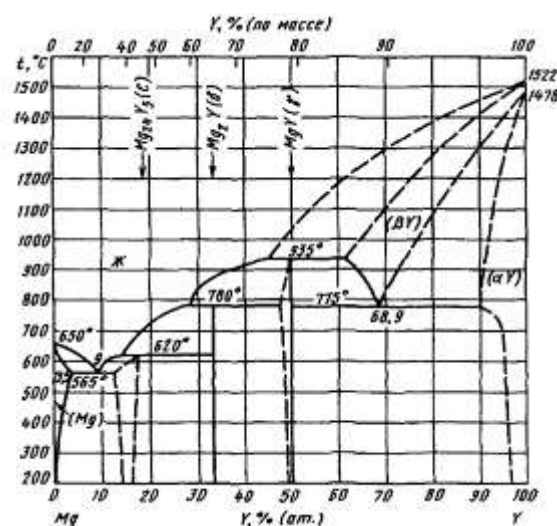


Рисунок 4.

Диаграмма состояния системы магний – иттрий

Результаты динамических измерений в пределах погрешности экспериментов согласуются с равновесными и выявляют фазовые превращения в сплавах при их непрерывном охлаждении. Отчетливо проявляются фазовые переходы из жидкого состояния в двухфазные (L+тв. р-р Y в Mg) и далее в (тв. р-р + Y_5Mg_{24}) согласующиеся с диаграммой состояния (рис. 4). Воспроизводимые для двух сплавов колебания э.д.с. в области твердого состояния в районе температур 480 и 430 °C также, как в системе Al-Mg, мы связываем с распадом пересыщенных твердых растворов Y-Mg образовавшиеся при 630 °C для 5 мол. % Y и 590 °C для 8,5 мол. % Y. При этом, судя по величине колебаний э.д.с. (3...5 мВ) для распада твердых растворов Y-Mg требуется в 2...3 раза меньшая степень пересыщения, чем в случае сплавов Al-Mg. Образовавшиеся частицы соединения Y_5Mg_{24} могут служить центрами кристаллизации для фазы, образующейся при распаде твердых растворов Al-Mg. Этим можно объяснить тот факт, что добавка р.з.м. в Al-Mg сплавы приводит к значительному увеличению эффекта упрочнения при распаде пересыщенного твердого раствора, который как это видно на рис. 3, происходит ступенчато.

На рис. 5 приведены результаты измерений э.д.с. элемента Nd-Mg|3LiCl-2KCl + 5 масс. % $NdCl_3$ | Nd-Bi. (3)

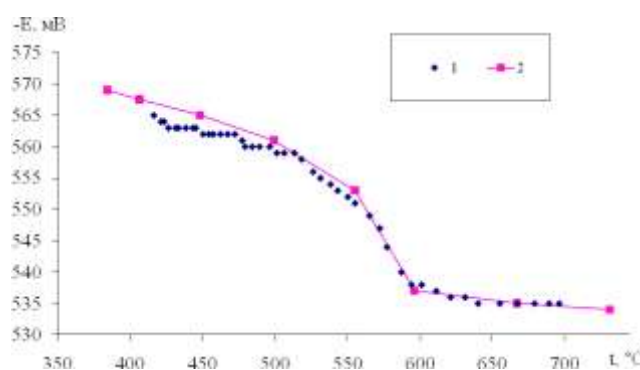


Рисунок 5.

Температурная зависимость э.д.с. элемента (1). Содержание Nd в Mg 5 ат. %. 1 – динамический вариант; 2 – классический вариант метода э.д.с.

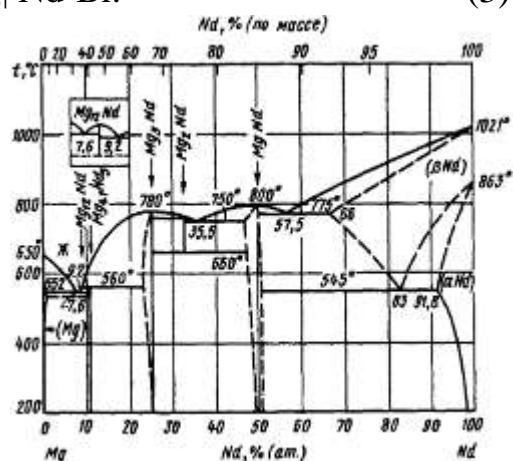


Рисунок 6.

Диаграмма состояния системы магний – неодим

Результаты динамических измерений в пределах погрешности экспериментов согласуются с равновесными и выявляют фазовые превращения в сплавах при их непрерывном охлаждении. Отчетливо проявляются фазовые переходы в двухфазные области (L + тв. р-р Nd в Mg) при 602 °C, (тв. р-р + $NdMg_{12}$) при 568 °C, (тв. р-р + Nd_5Mg_{41}) при 515 °C, что согласуется с диаграммой состояния (рис. 6). Воспроизводимые скачкообразные возрастания э.д.с. в области твердого состояния в районе температур 501, 477, 450, 423 °C

мы связываем с распадом пересыщенных твердых растворов Nd-Mg. При этом, судя по величине изменения э.д.с. (2...3 мВ) для распада твердых растворов Nd-Mg также как и в случае сплавов Mg-Y, требуются в 2...3 раза меньшие степени пересыщения и переохлаждения, чем в случае сплавов Al-Mg. Большое число ступеней распада для сплавов Nd-Mg связано по нашему мнению с более резким уменьшением растворимости Nd в Mg при снижении температуры. При этом термодинамические характеристики пересыщенных растворов незначительно отличаются от характеристик равновесных растворов.

Список используемых источников:

1. В.А.Лебедев, М.Ч.Ахмедов «О распаде твердых растворов магния в алюминии». Металлы, № 5, 2009, с.89...92.
2. В.А. Лебедев, М.Ч. Ахмедов «Термодинамические свойства твердых и жидких сплавов неодим – магний». Расплавы, №3, 2010, с.21...25.
3. В.А. Лебедев, М.Ч. Ахмедов «Термодинамические свойства твердых и жидких сплавов иттрий – магний». Расплавы, №1, 2010, с.9...11.
4. Лебедев В.А., Фоминых И.В. Динамический вариант метода э.д.с. в исследованиях термодинамических свойств жидких металлических сплавов. Труды XI Российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов». Екатеринбург, 14-16 сентября 2004. Т.2. Строение и свойства металлических расплавов.-Екатеринбург-Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2004, с. 109...113.

ОСОБЕННОСТИ СТАРЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg-Si, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Бобрук Е. В., Мурашкин М.Ю., Казыханов В.У.

Руководитель – к.т.н. Мурашкин М.Ю.

Институт физики перспективных материалов, Уфимский государственный
авиационный технический университет, г. Уфа

e-bobruk@yandex.ru, maxmur@mail.rb.ru

Основной причиной, существенно сдерживающей расширение областей применения сравнительно дешевых, технологичных и коррозионностойких алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si, является их недостаточная прочность. В этой связи, целью настоящего исследования являлось установление возможности повышения их прочностных характеристик, за счет формирования ультрамелкозернистой структуры (УМЗ) и реализации дисперсионного твердения, используя интенсивную пластическую деформацию (ИПД) и последующую термическую обработку – искусственное старение (ИС).

В качестве объекта исследования был выбран термически упрочняемый алюминиевый сплав АД31 в горячепрессованном состоянии. Обработку заготовок сплава осуществляли методами ИПД: равноканальным угловым прессованием (РКУП) и РКУП в параллельных каналах (РКУП-ПК), являющимся перспективным развитием традиционного РКУП, позволяющим сократить в 2...3 раза время обработки, необходимое для формирования УМЗ структуры [1], в том числе и в алюминиевых сплавах системы Al-Mg-Si [2].

Предварительно закаленные заготовки сплава АД31 обрабатывали ИПД при температуре 100 °С по двум режимам: 12 циклов РКУП и 4 цикла РКУП-ПК.

Электронно-микроскопические исследования показали, что после обработки РКУП и РКУП-ПК в заготовках сплава АД31 была сформирована однородная ультрамелкозернистая (УМЗ) структура с размером зерна ~ 550 нм. Исследования тонкой структуры также позволили установить, что в процессе ИПД, в УМЗ сплаве, преимущественно в приграничных областях, образуются дисперсные выделения вторичной β фазы (Mg_2Si), размером менее 10 нм. Наличие данной фазы свидетельствует о том, что в процессе ИПД формирование УМЗ структуры в материале сопровождалось распадом твердого раствора в процессе динамическим деформационным старением (ДДС).

Оценка твердости УМЗ заготовок показала, что их упрочнение после 12 циклов РКУП и 4 цикла РКУП-ПК отличается незначительно (разница составляет ~ 6 %), превышая в 2 раза твердость закаленного материала, и на 40 % заготовок сплава, подвергнутых стандартной упрочняющей обработке Т1 (рис. 1).

С целью установления возможности дальнейшего упрочнения УМЗ сплава АД31, часть заготовок после ИПД была подвергнута ИС, выполненному

в температурном интервале 100...170 °С и длительностью выдержек от 30 мин до 48 часов. Полученные данные свидетельствуют о том, что после 12 циклов РКУП УМЗ сплав АД31 не претерпевает дополнительного упрочнения после ИС во всем диапазоне температур и выдержек (рис. 1,а). Более того, было установлено, что в процессе ИС при температуре 160 °С, являющейся стандартной температурой старения для данного сплава в крупнозернистом состоянии, УМЗ материал претерпевает разупрочнение до уровня сплава в состоянии Т1. После же 4 циклов РКУП-ПК заготовки сплава АД31 напротив, демонстрируют повышение твердости с максимумами упрочнения после ИС при температуре 130 и 160 °С, соответственно (рис. 1,б). Полученные результаты свидетельствуют о том, что после обработки РКУП-ПК УМЗ сплав сохраняет потенциал для дополнительного упрочнения за счет дисперсионного твердения.

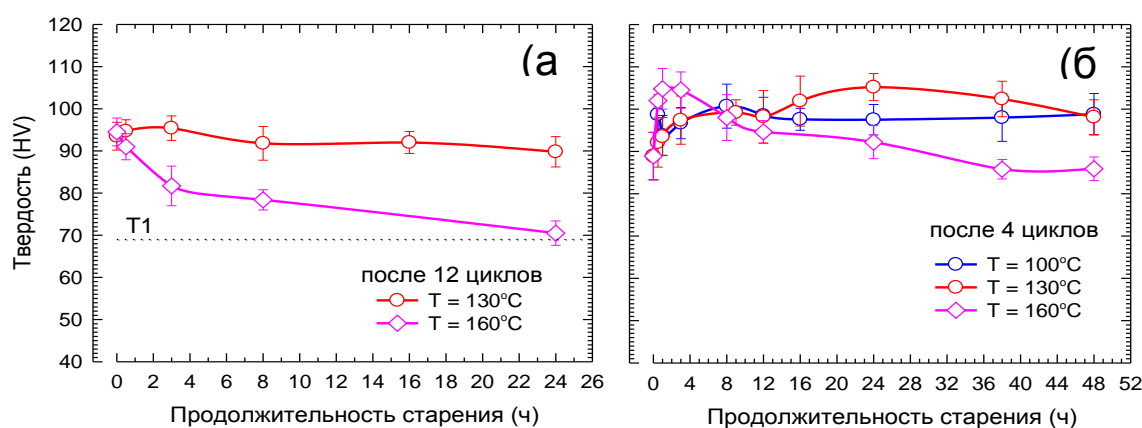


Рисунок 1. Изменение твердости УМЗ сплава в процессе искусственного старения после обработки РКУП (а) и РКУП-ПК (б)

Исследования тонкой структуры УМЗ заготовок сплава продемонстрировавших упрочнение после ИС позволило установить причину последнего. Наряду с дисперсными частицами β фазы, выделившимися в материале в процессе ИПД, в объеме УМЗ зерен, после ИС, выполненного при оптимальных условиях, было отмечено образование наноразмерных упрочняющих частиц β'' и β' фаз, ориентировано выделившихся в направлении $[<100>]$ матрицы. Выделение именно эти метастабильных фаз в алюминиевой матрице крупнозернистых сплавов, относящихся к системе Al-Mg-Si, обеспечивает их упрочнение после ИС, реализуемого при проведении стандартной обработки Т1 [3]. Поэтому можно утверждать, что формирование метастабильных фаз в УМЗ сплаве после ИС, так же способствовало увеличению его прочности.

Отсутствие эффекта дисперсионного твердения, обнаруженное в заготовках сплава, УМЗ структура в которых была сформирована в процессе РКУП, обусловлена тем, что после данной обработки в материале прошел более глубокий распад твердого раствора, вследствие большей продолжительности

деформационно-термического воздействия, в сравнении с УМЗ состоянием, полученным после обработки РКУП-ПК.

Установленные особенности структурных изменений и изменения твердости УМЗ заготовок сплава после ИПД и последующего ИС хорошо согласуются с результатами механических испытаний, представленными в таблице 1.

Известно, что в крупнозернистых термически упрочняемых алюминиевых сплавах, как правило, ИС приводит к повышению прочности и снижению пластичности. В данном же исследовании установлено, что дополнительное ИС УМЗ сплава, подвергнутого предварительной обработке РКУП позволяет, не снижая прочности, повысить его пластические свойства. Более того, ИС сплава обработанного РКУП-ПК позволяет повысить одновременно и прочностные и пластические характеристики материала. Достижение такого сочетания механических свойств стало возможным, из-за применения такого метода обработки ИПД, как РКУП-ПК, обеспечивающего наряду с формированием УМЗ структуры, сохранение концентрации твердого раствора на уровне, гарантирующем реализацию упрочнения при последующем ИС, выполненного по оптимальному режиму, за счет дисперсионного твердения.

Таблица 1. Механические свойства сплава при комнатной температуре

Обработка	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
12 циклов РКУП	295 ± 3	275 ± 5	$11,5 \pm 0,4$
12 циклов РКУП + ИС	282 ± 5	265 ± 7	$13,0 \pm 0,6$
4 цикла РКУП-ПК	264 ± 4	256 ± 5	$12,5 \pm 0,5$
4 цикла РКУП-ПК + ИС	308 ± 7	299 ± 6	$15,5 \pm 0,5$
T1	200 ± 5	170 ± 6	$14,2 \pm 0,3$

Список используемых источников:

1. Raab G.I. // Mat. Sci. Eng. A 410–411. 2005. P. 230...233.
2. Мурашкин М.Ю., Бобрук Е.В., Кильмаметов А.Р., Валиев Р.З. // ФММ, 2009, том 108, №4, с.439...447.
3. Reza S. Yassar, David P.Field, Hasso Weiland // Scripta Materialia 53 (2005) 299...303.

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Меркушев Алексей Геннадьевич, Быстров Михаил Викторович

Руководитель – проф., д.т.н. Мысик Р.К.

ОАО Урал НИТИ, г. Екатеринбург

ptlp@uralniti.ru

Результаты исследования по влиянию давления газовой среды при кристаллизации на блочную структуру монокристаллов чистого алюминия показали, что при кристаллизации в условиях избыточного давления инертной газовой среды происходит сильное измельчение субструктуры монокристаллов и увеличения в них плотности дислокаций. По сравнению с монокристаллами, выращенными при атмосферном давлении. Обнаруженные эффекты влияния избыточного давления на субструктуру и плотность дислокаций в монокристаллах чистого алюминия невозможно объяснить в рамках существующих представлений о влиянии избыточного давления на процесс кристаллизации металлических расплавов. Ни за счет увеличения скорости затвердевания, поскольку этот параметр процесса в проведенных экспериментах поддерживался постоянным, ни за счет изменения теплового поля в кристаллизующейся системе, т.к. теплопроводность среды при увеличении давления газа на одну атмосферу практически не меняется. В условиях проведенных экспериментов мы сталкиваемся с чистым эффектом влияния давления непосредственно на процесс фазового перехода. Механизм влияния давления газовой среды при кристаллизации на процесс фазового перехода пока не ясен и связан, по всей видимости, с изменением кинетики атомных обменных процессов на межфазной границе. Для выяснения этого механизма необходимо дальнейшее исследование экспериментальных данных, в том числе проведение экспериментов еще раз подтверждающих существование обнаруженного эффекта.

На первом этапе работы запланировано провести исследование влияния избыточного давления на плотность дислокаций и механические свойства монокристаллов чистого алюминия.

Описание эксперимента.

1. Выращивание кристаллов.

Выращивание монокристаллов алюминия производилось методом Бриджмана на вакуумной установке, переконструированной для возможности проведения опытов по кристаллизации в инертной атмосфере и под избыточным давлением газовой среды. Графитовый тигель с кристаллом, установленный вертикально помещался в кварцевую трубу, герметично закрепленную в держателе, которая заполнялась гелием. Монокристаллы выращивались на одинаковых затравку, имеющих одинаковую кристаллографическую ориентацию в направлении перемещения межфазной

границы. В настоящей работе с целью повышения стабильности тепловых условий процесса выращивания кристаллов, была изменена система охлаждения кристалла. Схема приведена на рис. 1.

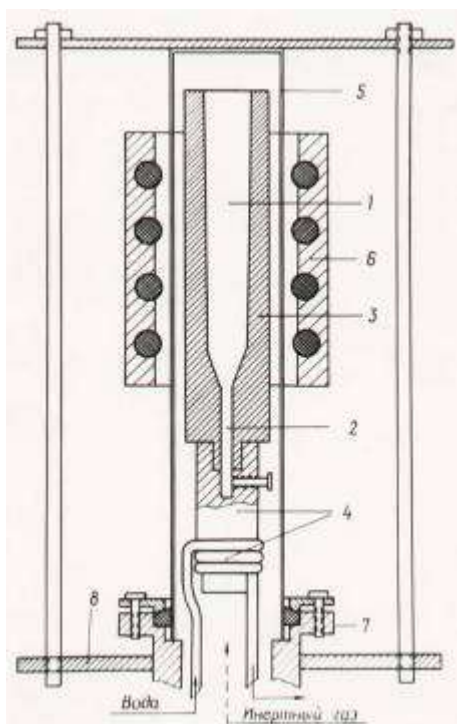


Рисунок 1. Схема установки для выращивания монокристаллов:

- 1 – образец; 2 – затравка;
- 3 – графитовый тигель;
- 4 – система охлаждения кристалла;
- 5 – кварцевая трубка; 6 – плавильная печь;
- 7 – крепление кристаллизационной камеры;
- 8 – монтажная плита

Отвод тепла осуществлялся через нерасплавленную часть затравки, соединенную непосредственно с водоохлаждаемым медным цилиндром. Таким образом был обеспечен надежный тепловой контакт между кристаллом и холодильником, исключено влияние таких трудноконтролируемых факторов, как толщина тигля и зазор между затравкой и дном тигля, которые вносили ошибку в результаты исследований. Рост кристаллов осуществлялся в атмосфере гелия при давлении 1 и 2,5 атмосферы при скорости перемещения плавильной печи 4 мм/мин. Температурный градиент составлял 20 град/см., максимальная температура расплава поддерживалась равной 720 °С. Кривая распределения температуры по длине расплавленного образца приведена на рис. 2.

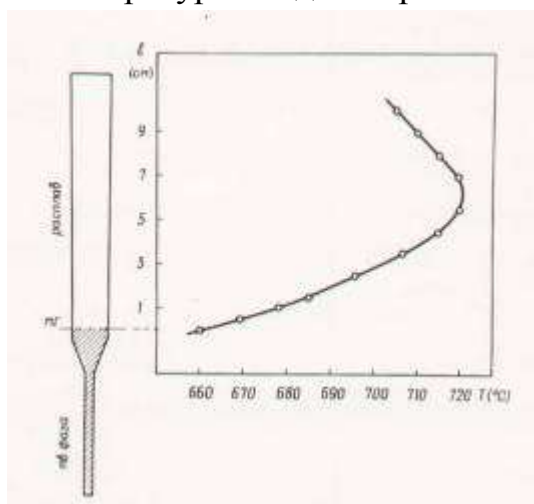


Рисунок 2. Распределение температуры в расплаве

Условия нагрева и охлаждения образцов поддерживались постоянными. При указанных внешних параметрах процесса выращивания монокристаллов поверхность фронта кристаллизации была близка по форме к плоской.

Для исследований использовался чистый алюминий марки А999 с остаточным электросопротивлением $0,9 \times 10^{-10}$ Ом×см. Монокристаллы имеют длину 120 мм, и диаметр 18 мм.

2. Определение плотности дислокаций.

Плотность дислокаций определялась металлографически по фигурам травления на шлифах, параллельных поверхности фронта кристаллизации. Все исследования проводились на участках образцов, находившихся на одинаковом расстоянии от затравки (100 мм) и расположенных ближе к концу кристалла.

Шлифы вырезались из монокристаллов на электроискровом станке, затем подвергались химическому травлению и электрополировке для удаления деформированного в процессе электроискровой резки слоя. Картины травления одних и тех же образцов хорошо воспроизводились после неоднократных переполіровок шлифов, в процессе которых каждый раз растворялся слой металла порядка 0,5 мм. Усреднение плотности дислокаций для каждого образца проводилось по двадцати полям. Разброс результатов при этом составлял не более 10 %. При использовавшейся в работе стабилизации тепловых условий значения плотности дислокаций на разных образцах одной ориентации, полученных при одинаковом значении давления газовой среды, различались не более, чем на 30...35 %.

3. Проведение экспериментов.

Образцы длиной 44 мм имели рабочую длину 27мм и монтировались в специальном устройстве в захваты, помещаемые в специальной держалке для того, чтобы при установке образца вместе с захватами в машину монокристалл не был деформирован.

Затем в зеркальную камеру вставлялась кассета с фотопластинкой, и начиналось проведение эксперимента. Проявление пластинки проводилось в стандартном проявителе и закрепление в обычном фиксаторе.

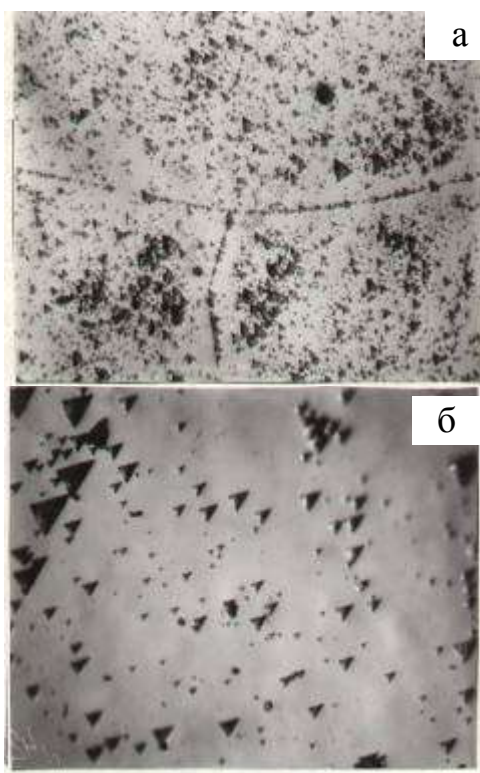


Рисунок 4. Распределение фигур травления в поперечном сечении монокристаллов алюминия с плотностью дислокаций $3,8 \times 10^6 \text{ см}^{-2}$ (а) и $9,3 \times 10^4 \text{ см}^{-2}$ (б)

Результаты.

При изложенных выше условия выращивания монокристаллов изменяется только один из внешних параметров процесса кристаллизации давления газовой среды. Остальные параметры, такие как температурные градиенты, скорость перемещения печи, условия нагрева и охлаждения образцов и др., оставались неизменными.

Монокристаллы алюминия были выращены при давлении 1 и 2,5 атмосферы. На рис. 4 приведены типичные

микрофотографии поперечных шлифов монокристаллов алюминия, полученных при давлении 1 атм. (рис. 4,а) и при давлении 2,5 атм. (рис. 4,б).

Из фотографий следует, что плотность дислокаций в образцах, выращенных при атмосферном давлении, гораздо меньше чем в образцах, выращенных при давлении газовой среды 2,5 атм. Подсчет ямок травления дает следующие значения плотности дислокаций: $9,3 \times 10^4 \text{ см}^{-2}$ и $3,8 \times 10^6 \text{ см}^{-2}$ для образцов, выращенных при давлении газа 1 и 2,5 атмосферы, соответственно. Таким образом, проведенные исследования показали еще раз, что увеличение давления газовой среды при кристаллизации приводит к существенному увеличению плотности дислокаций в выращиваемых монокристаллах.

При определении механических свойств были получены следующие результаты.

Таблица 1. Окончательные средние величины

	Монокристалл № 39	Монокристалл № 42 нетравленный
Предел текучести, кг/мм ²	1,74	2,11
Предел прочности, кг/мм ²	6,79	7,01
Относительное удлинение, %	23,60	23,59

Всего было испытано по 10 образцов каждого из монокристаллов № 42 и № 39. Монокристалл № 42 испытывался как в нетравленном виде. Для испытаний были выбраны 2 кристалла с разной плотностью дислокаций: № 42 ($9,3 \times 10^4 \text{ см}^{-2}$) и монокристалл № 39 ($3,8 \times 10^6 \text{ см}^{-2}$).

Различие в плотности дислокаций в первую очередь должно сказаться на пределе текучести. Результаты проведенных экспериментов показали, что различие в пределах текучести составляет $2,11 - 1,74 = 0,37 \text{ кг/мм}^2$. Различие очень не большое, но может быть объяснено разницей в плотностях дислокаций, т.к. нетравленные образцы монокристалла № 42 (напряженные при изготовлении и поэтому имеющие очень большую плотность дислокаций на поверхности) имеют большую величину предела текучести равную $2,11 \text{ кг/мм}^2$. Различий в пределе прочности и относительном удлинении не обнаружено.

НЕКОТОРЫЕ ВАРИАНТЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МАГНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Дедюхин Д.В.

Руководитель – проф., д.т.н. Логинов Ю.Н.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,
г. Екатеринбург
unl@mtf.ustu.ru

В отличие от титана и циркония в магнии отсутствует переход из состояния низкотемпературной фазы в высокотемпературную фазу, т.е. вариативность условий обработки металла оказывается меньше.

Гексагональное строение кристаллической решетки магния и его сплавов обуславливает некоторые особенности процесса деформации и свойств получаемых полуфабрикатов. При комнатной температуре скольжение в кристаллической решетке магния происходит только по одной плоскости базиса гексагональной призмы, чем объясняется низкая пластичность сплавов при этой температуре. Поэтому все операции обработки давлением производятся в нагретом состоянии. В процессе деформации при температурах выше 200...225 °С появляются дополнительные плоскости скольжения и пластичность магния и его сплавов резко повышается.

Известно, что металлы с гексагональной решеткой обладают повышенным уровнем анизотропии, это приводит к необходимости учета указанного фактора при назначении технологических параметров.

Японские исследователи из компании Sankyo Aluminum Industry изучали влияние параметров прессования сплава AZ31 (Mg-3,091 % Al, 1,023 % Zn, 0,421 % Mn) на свойства полученного полуфабриката. Для исследования они использовали прессовую установку, схема которой приведена на рис.1.

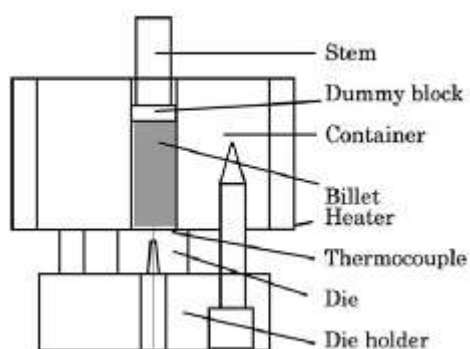


Рисунок 1. Схема прессовой установки для деформации магниевого сплава AZ31

Авторам исследования удалось перебрать коэффициенты вытяжек в довольно большом интервале: от 5 до 100 и получить информацию о свойствах полученного полуфабриката. На рис. 2 приведены значения временного сопротивления в зависимости от коэффициента вытяжки и наличия операции гомогенизации.

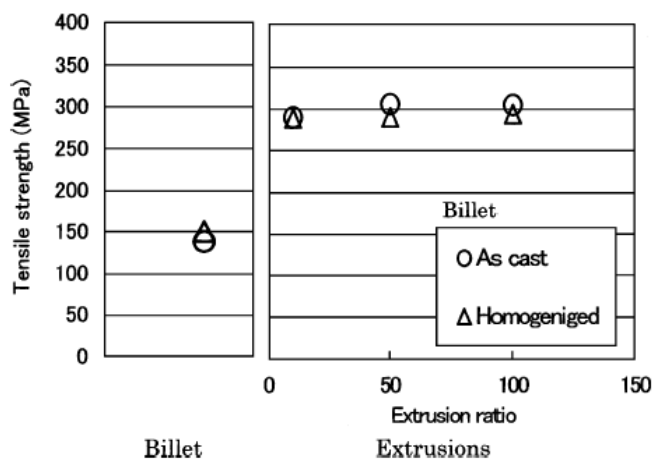


Рисунок 2. Зависимость временного сопротивления магниевого сплава AZ31 от коэффициента вытяжки и состояния материала заготовки

Из рисунка видно, что после прессования прочность сплава резко возрастает, но по мере нарастания степени деформации не наблюдается прироста прочности. Гомогенизация мало сказывается на значениях временного сопротивления. Выявлено, что при увеличении скорости прессования относительное удлинение снижается. При повышенной температуре прессования (до 450 °С) при увеличении скорости прессования снижается также и прочность полуфабриката. Авторы обнаружили, что при увеличении скорости происходит увеличение размера зерна, что объясняет вышеупомянутые эффекты.

Отдельного внимания заслуживает явление сверхпластичности магниевого сплава ZK60A (Mg – 5,8 % (масс.) Zn – 0,65 % (масс.) Zr). Методом достижения явления сверхпластичности являлось формирование мелкого зерна за счёт последовательной трехступенчатой деформации.

Перед пластической обработкой сплав гомогенизировали при температуре 450 °С в течение 24 ч. Затем он был деформирован прямой экструзией с общей степенью деформации около 0,8 в температурном интервале от 390 до 330 °С. Прессованные заготовки разрезали на цилиндры диаметром 90 и длиной 180 мм. Эти цилиндры осаживали при температуре 350 °С со степенью деформации 1,4. Из осаженного материала вырезали заготовки размерами 8,4×45×180 мм³. Заготовки нагревали до температуры 300 °С, выдерживали в течение 30 мин и прокатывали в листы длиной 200, шириной 70 и толщиной 2,5 мм с обжатием 20...50 % за один проход. Суммарное обжатие составило 70 %. Направление прокатки было параллельно оси сжатия при предыдущем деформировании.

Трехступенчатая деформация при повышенных температурах обеспечивает формирование в листах из магниевого сплава структуры, состоящей из очень мелких зерен (средний размер зерен составляет 3,7 мкм). Формирование структуры с ультрамелким зерном в сплаве ZK60A позволяет провести горячую прокатку при более низкой температуре. Изготовленные листы характеризуются высокими механическими свойствами при комнатной температуре ($\sigma_b = 304$ МПа, $\sigma_{02} = 233$ МПа, $\delta = 34$ %) и сверхпластичностью ($\delta = 1174$ %) в интервале температур 200...300 °С.

Необычную методику для формоизменения магниевого сплава AZ31 применили китайские исследователи из университета Shanghai Jiao Tong University, Light Alloy Net Forming National Engineering Research Center. Авторы назвали новый метод деформации «C shape equal channel reciprocating extrusion» (CECRE). Установка представляет собой криволинейный канал (рис. 3,а), через который многократно пропрессовывается заготовка.

В результате знакопеременного пластического изгиба заготовка нагартовывается, что иллюстрируется графиком накопления твердости по проходам обработки (рис. 3,б). Исследователям удалось накопить степень деформации до величины 11 без признаков разрушения металла.

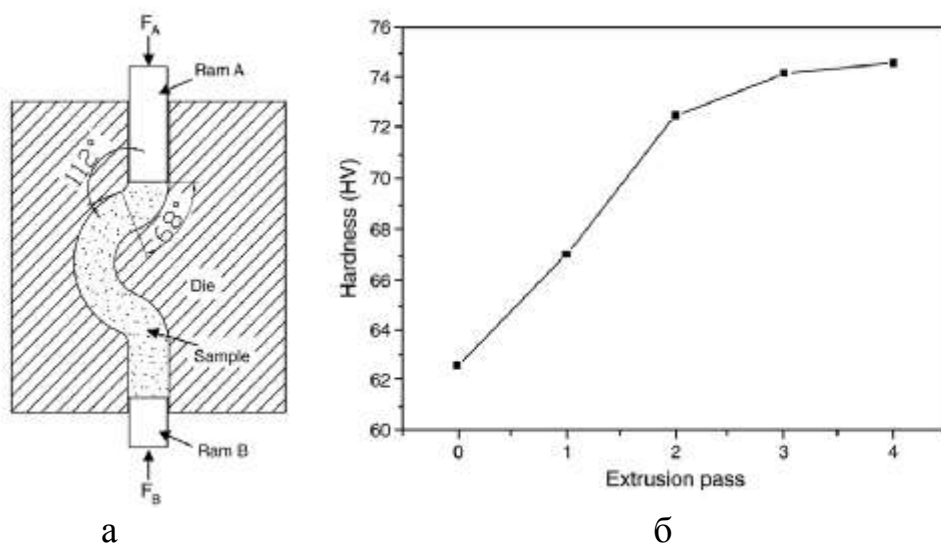


Рисунок 3. Установка для деформации магниевого сплава (а) и график накопления твердости магниевого сплава по проходам процесса CECRE (б)

Можно рассчитать соответствующий этой величине деформации эквивалентный коэффициент вытяжки: $\lambda = \exp(11) = 59874$. При этом относительное обжатие оказывается равно 99,998 %.

После четырех проходов деформации был определен средний размер зерна на уровне 3,6 мкм и обнаружено много зерен с размером менее 500 нм.

Результаты обзора показывают, что для повышения свойств магния и его сплавов возможно применение методов интенсивной деформации.

ИЗУЧЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В ПРОМЫШЛЕННОМ, ОДНОФАЗНОМ, α -ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ BT5-1 ПРИ ДВУХКОМПОНЕНТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Бердин Н.В.

Руководители – доц., к.т.н. Бердин В.К.;

доктор, д.т.н. Смыслов А.М.

Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, г. Уфа,

Berdin@bk.ru

На примере однофазного α -титанового сплава BT5-1 проведено исследование влияния разворота вектора деформации на изменение напряженно-деформированного состояния и эволюцию тонкой структуры при горячей деформации в условиях монотонного одно и двухкомпонентного нагружения. В качестве исходного материала в работе использован горячекатаный прутки диаметром 40,0 мм α -титанового сплава BT5-1

(Ti-5,0Al-2,5Sn). Грубая пластинчатая микроструктура в образцах получена отжигом в однофазной области при $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение одного часа с последующим охлаждением с печью. После проведенной термической обработки микроструктура имела следующие параметры: размер β -превращенного зерна $D_{\beta} = 900,0\text{ мкм}$; длина α -пластин $l_{\alpha} = 420,0\text{ мкм}$; толщина α -пластин $b_{\alpha} = 16,8\text{ мкм}$; коэффициент формы частиц α -фазы $K_{\alpha} = 23,8$.

Механические испытания цилиндрических образцов с диаметром рабочей части 10,0 мм и длиной 30,0 мм выполняли на установке сложного нагружения [1] при постоянной скорости деформации, в изотермических условиях. Температура деформации в экспериментах соответствовала однофазной α области для сплава BT5-1. Режимы нагружения были следующими: $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, интенсивность скорости деформации $\dot{\epsilon} = 1,0 \cdot 10^{-3}\text{ с}^{-1}$. Деформирование образцов проведено по следующим схемам нагружения (рис. 1). Кручение – вектор 1, растяжение – вектор 5, и три варианта пропорционального (кручение + растяжение) нагружения с разным соотношением осевой к крутящей компоненте: 7:3 – вектор 2, 1:1 – вектор 3, 3:7 – вектор 4.

Результаты математического моделирования процесса двухкомпонентного нагружения (рис. 2) показали, что при изменении соотношения растягивающей к крутящей компоненте нагружения, напряженное состояние в материале вблизи боковой поверхности монотонно изменяется от



Рисунок 1. Схема нагружения

соответствующего простому кручению при отсутствии растяжения до одноосного растяжения при отсутствии кручения. При этом величина эквивалентной деформации равна $\epsilon \sim 0,45 \dots 0,5$. С увеличением доли растягивающей компоненты увеличивается равномерность распределения деформации в рабочем объеме заготовки.

Результаты анализа тонкой структуры, проведенные на просвечивающем

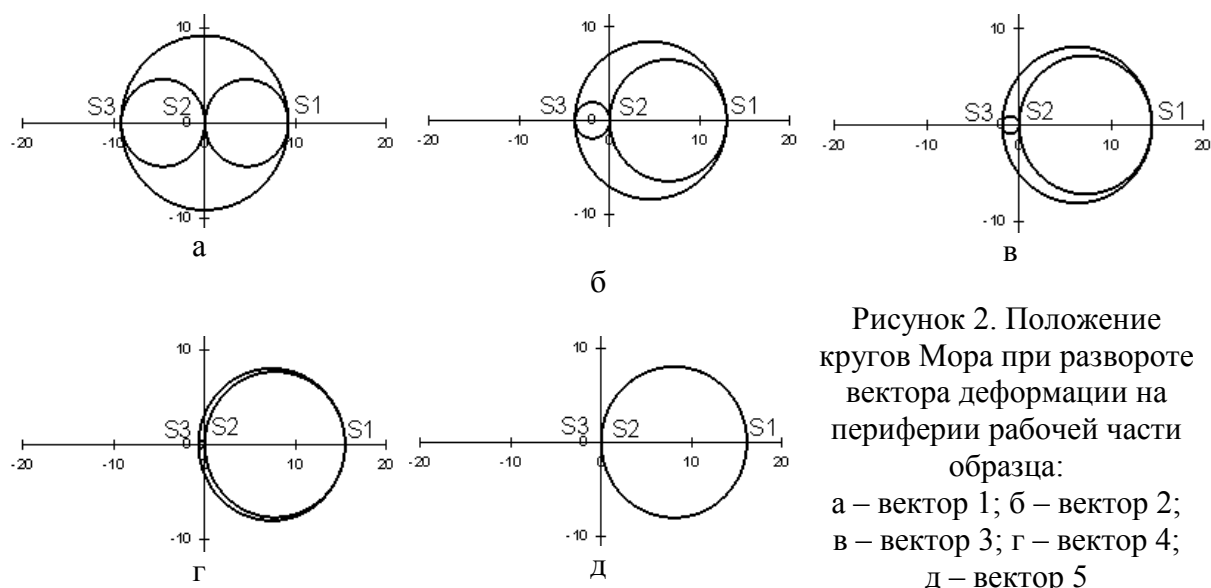


Рисунок 2. Положение кругов Мора при развороте вектора деформации на периферии рабочей части образца:
а – вектор 1; б – вектор 2;
в – вектор 3; г – вектор 4;
д – вектор 5

G2 20F S-TWIN (рис. 3) показали, что кручение приводит к увеличению плотности дефектов внутри тела зерна, а при растяжении в трансформированной структуре плотность дефектов минимальна. При 2-х компонентном, пропорциональном нагружении наблюдается формирование смешанной структуры, при этом, с уменьшением крутящей составляющей, плотность дефектов в теле зерна уменьшается.

На основе полученных экспериментальных результатов математического моделирования и анализа тонкой структуры можно сделать вывод о том, что математическое моделирование процесса горячей пластической деформации цилиндрического образца методом 2-х компонентного пропорционального нагружения в программной среде ANSYS, позволяет определить зависимости параметров напряженного и деформированного состояний в характерных точках сечения рабочей зоны объекта. При этом вид напряженного состояния в центральной точке на боковой поверхности цилиндрических образцов изменяется в зависимости от соотношения растягивающей к крутящей компоненте нагружения. А также обнаружили, что вид нагружения при горячей пластической деформации оказывает влияние на формирование тонкой структуры в исследуемых образцах, – приводит к изменению плотности дефектов в теле зерна.

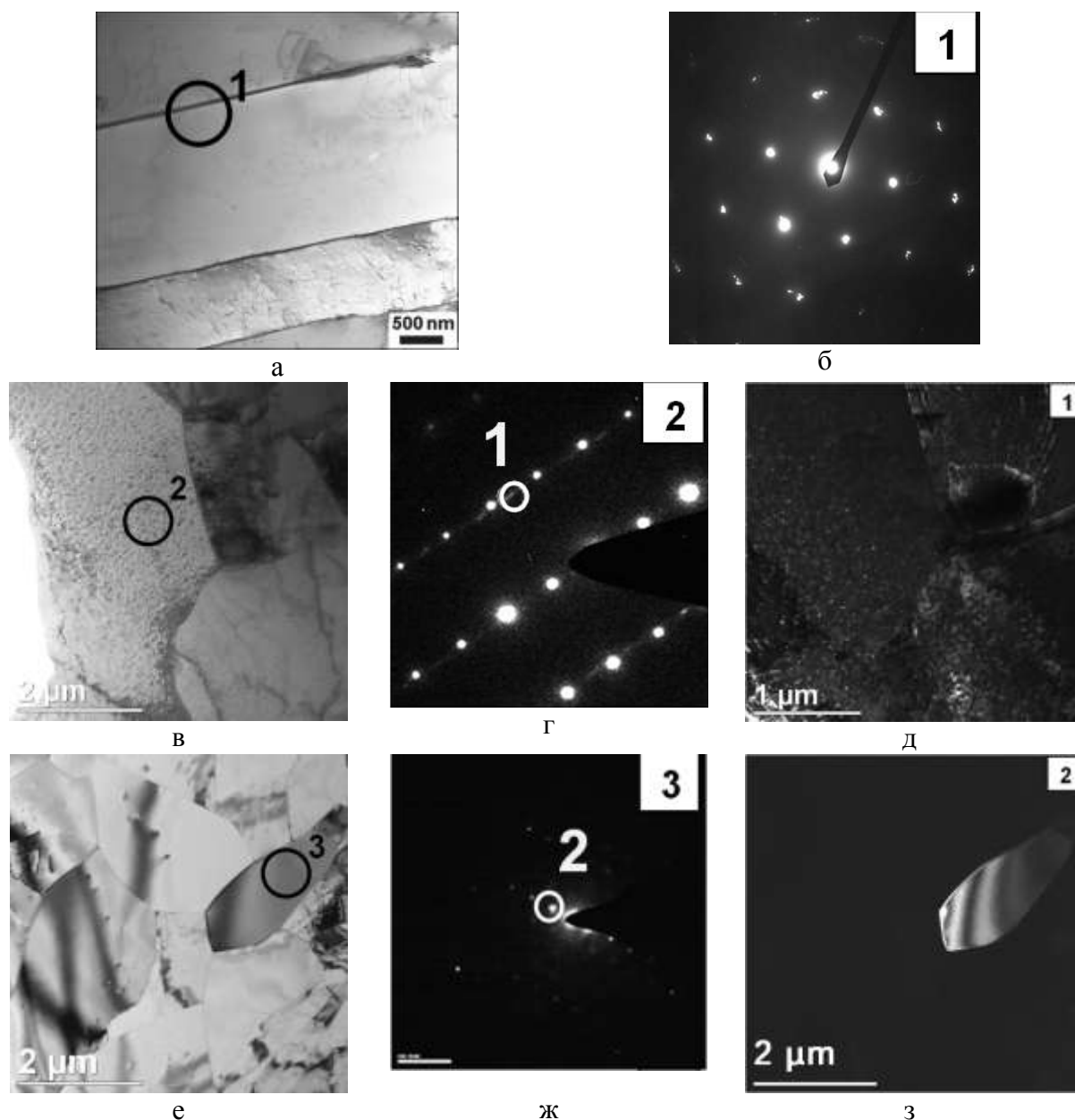


Рисунок 3. Анализ тонкой структуры: а – исходное состояние; б – электронограмма с области 1; в – после деформации по схеме вектор 2; г – электронограмма с области 2; д – темное поле с рефлекса 1; е – после деформации по схеме вектор 5; ж – электронограмма с области 3; з – темное поле с рефлекса 2

Используемые литературные источники:

1. Кайбышев О.А., Васин Р.А., Бердин В.К., Кашаев Р.М. Установка для изучения больших пластических деформаций материалов в условиях сложного нагружения. КШП N 4 1999, с.8...11.
2. Д. Синдо, Т. Оикава. Аналитическая просвечивающая электронная микроскопия. М.: Техносфера, 2006, 256с. ISBN 5-94836-06404.
3. Kaibyshev O.A., Berdin V.K., Karavaeva M.V., Kashaev R.M., Syutina L.A. Relationship between mechanical properties, microstructure and parameters of thermomechanical processing under complex loading conditions in titanium alloy Ti-6.5Al-3.5Mo-1.6Zr-0.27Si. In: Titanium'99 Proc.of The 9th World Conf. St.Pet. Russia, 1999. CRISM "Prometey", 2000, pp.375...382.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ЛИГАТУРАМИ Al-Ti-B И Al-Ti-C

Смирнов В.Л., Ильиных М.В., Рожин А.В.

Руководитель – проф., д.т.н. Замятин В.М.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,
г. Екатеринбург, infinity777@e1.ru, maksim.kamur@mail.ru

Для измельчения зерна многокомпонентных алюминиевых сплавов находят широкое применение лигатуры Al-5%Ti-1%B и Al-3%Ti-0,15%С. Так, присадка прутковой лигатуры Al-5%Ti-1%B или Al-3%Ti-0,15%С в количестве 1 кг на 1 т расплава вызывает существенное измельчение литого зерна, предотвращение образования веерных кристаллов и единичных крупных зерен в слитках. Однако в микроструктуре слитков наблюдается увеличение толщины эвтектических прослоек по границам зерен и размеров интерметаллидных фаз кристаллизационного происхождения. Кроме того, в плитах, изготовленных из слитков модифицированного сплава, возрастает число расслоений. Несмотря на возрастающее промышленное применение этих лигатур закономерности и механизм их воздействия на структуру и свойства многокомпонентных алюминиевых сплавов в литом состоянии изучены недостаточно. Для решения этой важной задачи требуется дальнейшее накопление экспериментальных данных.

В данной работе исследовали влияние модифицирующих лигатур Al-5%Ti-1%B и Al-3%Ti-0,15%С на структуру и свойства слитков поперечным сечением 355×1371 мм из сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu. Лигатуры в виде прутков Ø 10 мм непрерывно присаживали в жидкие алюминиевые сплавы 7075 и В96ц-3пч на пути миксер-кристаллизатор при полунепрерывном литье слитков. Химический состав алюминиевого сплава 7075 приведен в табл. 1.

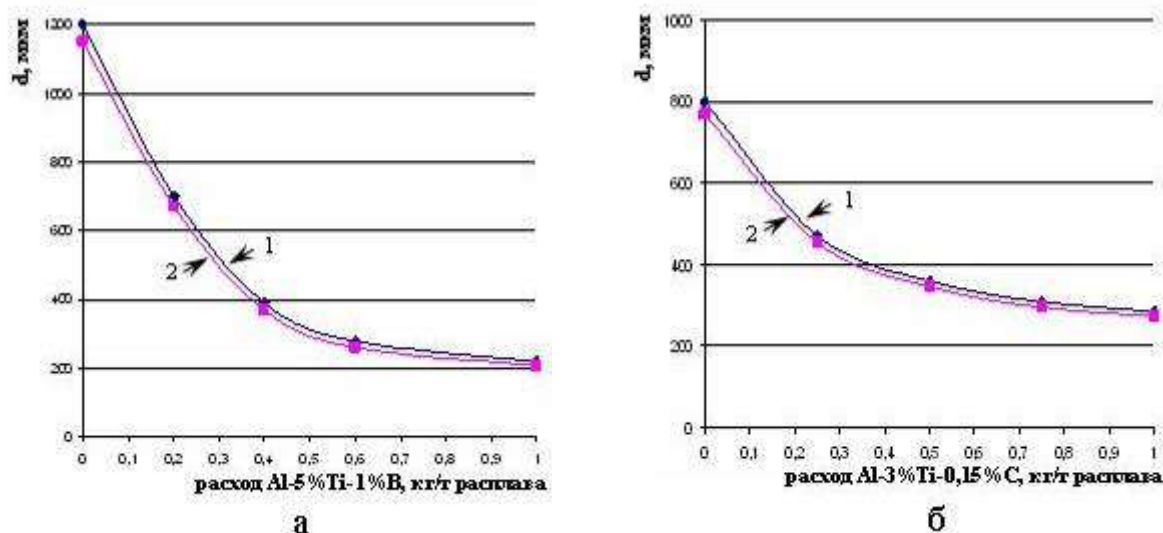
Таблица 1. Химический состав сплава 7075

Содержание элементов, масс. %							
Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Si	Ti	Al
5,7	2,5	1,5	0,19	0,18	0,05	0,06	ост.

В промышленных условиях изучено влияние расхода прутковых лигатур Al-5%Ti-1%B и Al-3%Ti-0,15%С на размер литого зерна плоских слитков из сплава 7075. Полученные результаты приведены на рис. 1. Анализ этих данных показывает, что наиболее значительное измельчение зерна в слитках наблюдается при расходе лигатурных прутков Al-5%Ti-1%B и Al-3%Ti-0,15%С до 0,4 кг/т расплава. При расходе от 0,6 кг/т расплава до значения 1,0 кг/т расплава эффект измельчения зерна проявляется

незначительно. Расход лигатурных прутков в интервале 0,4...0,6 кг/т расплава обеспечивает получение литого зерна размером 250...400 мкм в крупногабаритных слитках из сплава 7075.

Рисунок 1. Влияние расхода модифицирующих прутков Al-5%Ti-1%B (а) и



Al-3%Ti-0,15%C (б) на размер зерна в центральной (1) и периферийной (2) зонах крупногабаритных слитков сплава 7075

Расход лигатуры Al-5%Ti-1%B при модифицировании сплава В96ц-3пч составлял 1 кг/т расплава. Химические составы сплава В96ц-3пч двух плавов, из которых были отлиты слитки сечением 355×1371 мм, приведены в табл. 2.

Таблица 2. Химический состав сплава В96ц-3пч

Литье	Содержание элементов, в масс. %									
	Zn	Mg	Cu	Zr	Ti	Fe	Si	Cr	Mn	Al
без модиф.	8,1	2,1	1,5	0,11	0,05	0,10	0,03	0,01	0,01	ост.
с модиф. Al-5%Ti-1%B (1 кг/т расплава)	8,1	2,1	1,7	0,11	0,06	0,13	0,10	0,01	0,01	ост.

Результаты определения размера зерна в слитках сплава В96ц-3пч приведены в табл. 3. Эти данные свидетельствуют о существенном измельчении зерна в слитках, отлитых из модифицированного расплава.

В связи с тем, что слитки в гомогенизированном состоянии (по режиму 450...470 °С, 24 ч) подвергаются горячей пластической деформации (прокатке), были изучены после гомогенизации их пластические свойства при разных температурах. Полученные значения относительного удлинения δ и относительного сужения ψ гомогенизированных слитков сведены в табл. 4.

Таблица 3. Размер зерна в слитках сечением 355×1371 мм сплава В96ц-3пч, отлитых без применения и с применением лигатуры Al-5% Ti-1% В

Литье	Размер зерна, мкм	
	периферия слитка	центр слитка
без модиф.	240	340
с модиф. Al-5% Ti-1% В (1 кг/т расплава)	80	130

Таблица 4. Пластические свойства гомогенизированных слитков сечением 355×1371 мм сплава В96ц-3пч при различных температурах

Литье	Свойства слитков	Температура испытания, °С				
		350	375	400	425	450
без модиф.	δ, %	59	72	98	104	84
	ψ, %	97	97	98	99	85
с модиф. Al-5% Ti-1% В (1 кг/т расплава)	δ, %	62	73	72	89	83
	ψ, %	96	98	99	99	88

Анализ данных табл. 4 показывает, что пластические свойства гомогенизированных крупногабаритных плоских слитков из сплава В96ц-3пч, отлитых с применением модифицирования расплава прутковой лигатурой Al-5% Ti-1% В и без модифицирования расплава практически одинаковы.

Таким образом, несмотря на значительное измельчение зерна в крупногабаритных плоских слитках сплава В96ц-3пч, пластические свойства их при температурах пластической деформации практически не изменяются.

На основании анализа полученных результатов и данных промышленных экспериментов предложен принцип рационального модифицирования многокомпонентных алюминиевых сплавов на основе системы Al-Zn-Mg-Cu: количество вводимого модификатора должно обеспечить устранение веерных кристаллов, единичных крупных зерен, получение однородной макроструктуры слитков с равноосным разветвленным зерном диаметром 250...400 мкм; при этом содержание модификатора в сплаве должно быть минимальным, а его распределение по микрообъемам сплава максимально равномерным.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ВЫЛЕЖИВАНИИ СПЛАВА 1450 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА

Распосиенко Д.Ю.^{1,2}, Кайгородова Л.И.², Пушин В.Г.^{1,2}

Руководитель – д.ф.-м.н. Пушин В.Г.

¹ Уральский федеральный университет им. Первого Президента РФ

Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия, jjinn@pm.convex.ru

² Институт физики металлов УрО РАН, Россия, Екатеринбург

Выдержка при комнатной температуре (вылеживание) является неизбежным этапом в технологической цепи термомеханической обработки металлических материалов. Представляет интерес исследование влияния длительного вылеживания на размерную и фазовую стабильность нанокристаллической (НК) структуры, образовавшейся в промышленном сплаве 1450 системы Al-Li-Cu-Zr с комплексной добавкой (Sc + Mg) в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД), а также при последующем низкотемпературном отжиге.

Рентгеноструктурное исследование выявило, что вылеживание сплава после ИПД в течение 18 месяцев приводит к релаксации накопленных при деформации напряжений. Электронно-микроскопическое изучение установило, что это связано с трансформацией нанофрагментированной структуры в нанокристаллическую при рекристаллизации, что подтверждает образование равноосных нанозерен с хорошо сформировавшимися границами. Дисперсность и однородность образовавшейся рекристаллизованной нанокристаллической структуры зависят от режима ИПД. Так, в случае давления 4 ГПа при угле поворота $\varphi = 0,5 \pi$ рад диаметр зерен колеблется в интервале 50...150 нм. Возрастание угла φ до π рад приводит к сужению этого интервала до 50...100 нм. При $\varphi = 2 \pi$ рад средний диаметр зерен составляет 50...80 нм, а при $\varphi = 10 \pi$ рад – 50...70 нм. Повышение давления до 8 ГПа и угла φ до 20π рад увеличивает разнотернистость: диаметр зерен колеблется от 40 до 110 нм.

Образование рекристаллизованной структуры сопровождается исчезновением возникших при ИПД дипольных границ. Кроме того, вылеживание сплава после ИПД приводит к уменьшению концентрации неравновесных вакансий, о чем свидетельствует резкое возрастание количества дислокационных петель.

При вылеживании сплава, подвергнутого ИПД, реализуется естественное старение, в процессе которого выделяются стабильные фазы T_2 (Al_6CuLi_3) и S_1 (Al_2LiMg) (вместо метастабильных фаз δ' (Al_3Li) и θ' (Al_2Cu), образующихся в сплаве с обычной микроструктурной структурой). Возрастание

длительности вылеживания приводит к переходу от их гетерогенного зарождения к гомогенному.

Нанокристаллическая рекристаллизованная структура, сформировавшаяся в деформированном сплаве при низкотемпературном отжиге, в процессе длительного вылеживания сохраняет свою стабильность: диаметр НК – зерен и фазовый состав сплава остаются практически постоянными.

ВЛИЯНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ВАЛ10

Калугин М.Е., Крючков И.В.

Руководитель – проф., д.т.н. Рш Хосен

Тихоокеанский государственный университет, кафедра «Литейное
производства и Технологии металлов», г. Хабаровск
kmaxime@mail.ru

Цель исследования заключалась в установлении закономерности изменения кристаллизационных параметров и эксплуатационных свойств сплава ВАЛ10 в зависимости от продолжительности изотермической выдержки при различных температурах:

- выше ликвидуса ($\sim 610\text{ }^{\circ}\text{C}$) на $20\dots 30\text{ }^{\circ}\text{C} - 630\dots 650\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- при температуре $600\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- при температуре $580\text{ }^{\circ}\text{C}$, т.е. ниже ликвидуса на $30\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Из рисунка 1,а следует, что повышение продолжительности изотермической выдержки (ПИВ) от 0 до 60 минут через 20 минут практически не влияет на кристаллизационные параметры t_l и t_c . Несмотря на постоянство температур t_l и t_c , с увеличением ПИВ время кристаллизации α -твёрдого раствора сокращается существенно от 14 минут для исходного и до 3,2 минут для сплава, подвергнутого изотермической выдержке при $630\dots 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 60 минут, т.е. в жидком состоянии (рис. 1,а и б).

Уменьшение температуры изотермической выдержки ниже температуры ликвидуса ($610\text{ }^{\circ}\text{C}$) на $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ не оказывает существенного влияния на кристаллизационные параметры t_l и t_c от ПИВ (рисунок 1,в). Вместе с тем, время кристаллизации $\tau_{кр}$ существенно сокращается, от 6,4 для исходного и до 3,5 минут для сплава, подвергнутого 60-минутной изотермической выдержке (рисунок 1,г).

Как видно из рисунка 1,д, повышение ПИВ при температуре $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ также не влияет на кристаллизационные параметры. Время кристаллизации $\tau_{кр}$ уменьшается от 4,7 минут для исходного и до 2,5 минут для сплава, подвергнутого 60-минутной выдержке.

На рисунке 2 приведены результаты исследования некоторых эксплуатационных свойств сплава ВАЛ10 в зависимости от температур изотермической выдержки $630\dots 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $600\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Как видно, теплопроводность сплава практически не зависит от температуры и времени изотермической выдержки остаётся на уровне $150\text{ В/(м}\cdot\text{К)}$.

Изотермическая выдержка при $630\dots 650\text{ }^{\circ}\text{C}$, т.е. в жидком состоянии, в течение 20 минут резко увеличивает коррозионностойкость сплава, что,

вероятно, связано с укрупнением структурных составляющих. При этом наблюдается постоянный рост относительной износостойкости.

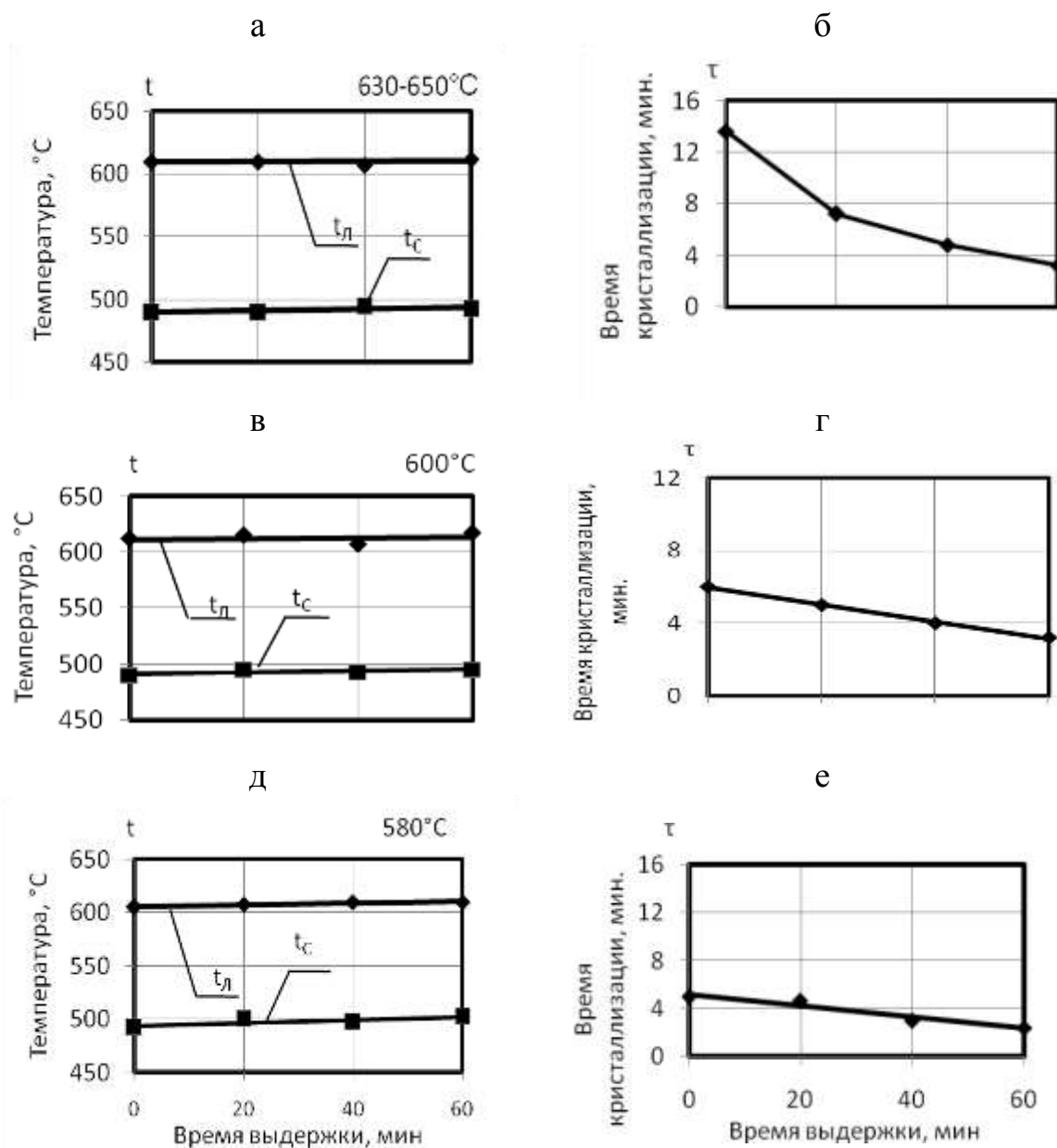


Рисунок 1. Влияние температуры изотермической выдержки на кристаллизационные параметры сплава ВАЛ10

При изотермической выдержке (600 °С) также происходит резкое повышение коррозионностойкости сплава ВАЛ10 при 20-минутной выдержке. При этом износостойкость снижается по мере увеличения времени выдержки до 60 минут. Это связано с уменьшением микротвёрдости α -твёрдого раствора и θ' -фазы.

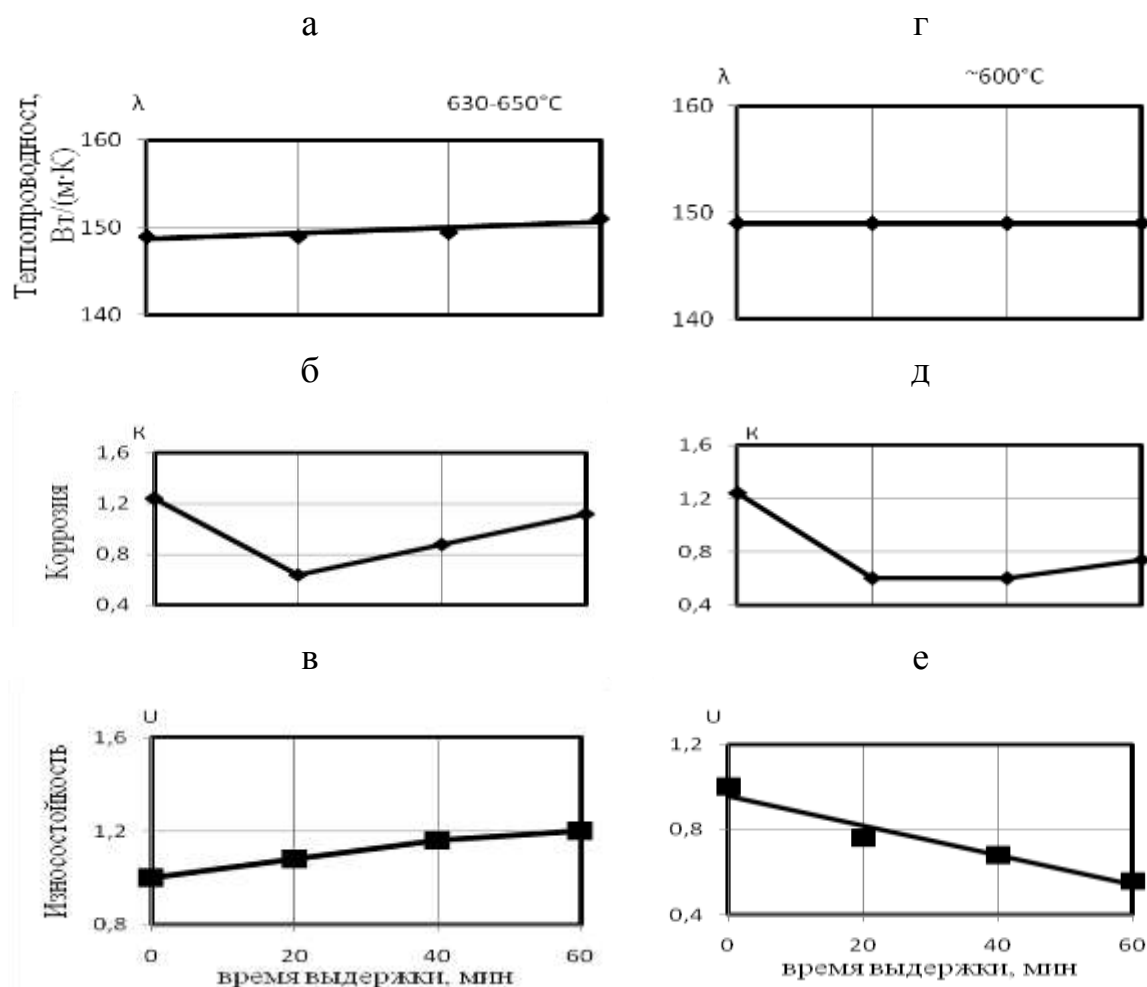


Рисунок 2. Зависимость теплопроводности, коррозионностойкости и износостойкости от времени изотермической выдержки при 630...650 °С, 600 °С сплава ВАЛ10

В заключении следует отметить, что продолжительность изотермической выдержки существенно не влияет на кристаллизационные параметры t_l и t_c , в то же время почти во всех случаях уменьшает время кристаллизации. Так же ПИВ не влияет на теплопроводность сплава, зато резко повышает значение коррозионностойкости при температурах 630...650 °С и 600 °С; наблюдается рост износостойкости при 630...650 °С, а при ~ 600 °С – уменьшение значения износостойкости.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТА ПАРАМЕТРОВ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР АІ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ

Коновалов С.В., Столбоушкина О.А., Иванов Ю.Ф.

Руководитель – проф., д.ф.-м.н. Громов В.Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,

г. Новокузнецк

gromov@physics.sibsiu.ru

Известно, что механические свойства металлических материалов чувствительны к состоянию тонких приповерхностных слоев, поэтому можно ожидать, что изменение плотности поверхностной энергии, вызванное электрическим потенциалом, может существенно сказаться на процессе самоорганизации дефектной подсистемы твердого тела при пластической деформации. В связи с вышеотмеченным целью работы является установление закономерностей и механизмов формирования градиента параметров дислокационных субструктур технически чистого алюминия в условиях ползучести при наложении электрического потенциала +1 В.

Испытания технически чистого алюминия марки А85 на ползучесть проведены на специальной установке при напряжении $\sigma = 62$ МПа. Наложение электрического потенциала +1 В к образцу проводилось с помощью стабилизированного источника питания в течение всех испытаний на ползучесть. Исследования структуры образцов осуществляли методами просвечивающей электронной микроскопии фольг на просвет на приборе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ.

Как при наложении электрического потенциала, так и без него реализуются три стадии ползучести – стадия неустановившейся ползучести, стадия установившейся ползучести и стадия ускоренной ползучести, завершающаяся разрушением. При этом в условиях ползучести под потенциалом +1 В (по сравнению с ползучестью без потенциала), во-первых, минимальная скорость ползучести была достигнута за более короткий (в $\sim 1,7$ раза) промежуток времени, во-вторых, минимальная скорость ползучести выше в $\sim 1,8$ раза и, в-третьих, время до разрушения в ~ 2 раза меньше.

Исходные образцы алюминия имеют зеренную структуру, в которой выявляется субструктура дислокационного хаоса, дислокационные сетки, жгуты, ячейки и фрагменты. Скалярная плотность дислокаций, усредненная по объему материала, $1,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Средние размеры дислокационных ячеек ~ 480 нм; фрагментов ~ 600 нм.

Ползучесть алюминия вплоть до разрушения образцов привела к существенной модификации дислокационной субструктуры. В зоне разрушения выявлено формирование субструктур, отсутствующих в исходном материале, а именно, полосовой субструктуры и субзерен. Оба типа дислокационной

субструктуры формируются у границ зерен. Полосовая субструктура преимущественно фрагментирована. Размеры фрагментов изменяются в пределах: поперечные 450...750 нм и совпадают с размерами полосовой субструктуры; продольные – 0,8...1,3 мкм. В объеме полосовой субструктуры присутствует субструктура дислокационного хаоса и дислокационные сетки; скалярная плотность дислокаций $1,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Субзерна имеют средний размер 1,5 мкм. В объеме субзерен присутствуют хаотически распределенные дислокации; скалярная плотность дислокаций $1,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Наряду с полосовой и субзеренной структурой в зоне разрушения выявлены зерна с сетчатой дислокационной субструктурой. Скалярная плотность дислокаций сетчатой субструктуры $2,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Установлено, что ползучесть под потенциалом приводит к стимулированию процесса самоорганизации дислокационной субструктуры, что приводит к некоторому снижению скалярной плотности дислокаций. Ползучесть под потенциалом приводит к существенному увеличению линейной плотности изгибных экстинкционных контуров. Как правило, изгибные экстинкционные контуры обнаруживаются в зернах, содержащих субзеренную структуру.

При анализе формирования градиента дислокационной субструктуры, формирующегося при ползучести алюминия было установлено, что относительное содержание субзерен и их средние размеры определенным образом зависят от расстояния до поверхности разрушения: по мере приближения к поверхности разрушения средние размеры субзерен, образовавшихся в процессе ползучести, изменяются по кривой с максимумом, достигаемом на расстоянии ~ 3 мм от поверхности разрушения. Структура с минимальным средним размером субзерен ($D = 0,7$ мкм) формируется в зоне разрушения образца. Одновременно с изменением среднего размера субзерен, увеличение степени деформации алюминия при ползучести сопровождается увеличением относительного содержания субзерен.

Установлено формирование градиентной структуры, заключающейся в закономерном изменении в зависимости от расстояния до поверхности разрушения скалярной плотности дислокаций и дислокационных петель, относительного содержания различных типов дислокационной субструктуры (хаос, сетки и ячейки), относительного содержания и средних размеров субзерен в зависимости от расстояния от поверхности разрушения. Объемные доли материала, занятые структурой дислокационного хаоса, сетчатой и ячеистой дислокационными субструктурами изменяются немонотонным образом, достигая максимума на удалении от поверхности разрушения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №П411).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДАВЛЕНИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ОТЛИВОК НА ИХ КАЧЕСТВО

Окладникова Н.В.¹, Ровенский Г.В.¹, Перебоева А.А.², Романова А.Г.¹

Руководитель – проф., д.т.н. Биронт В.С.²

¹ Организация г. Дивногорск, ОАО литейно-механический завод "СКАД",

² г. Красноярск, Сибирский федеральный университет

onv@skad.ru

Исследование влияния давления при получении автомобильных колес из сплава АК12 на их качество было проведено в промышленных условиях завода и лабораториях университета. Поставленной задачей послужило определение влияния скорости заполнения пресс – формы на качество заготовок колес в виде фасонных отливок. Скорость заполнения пресс – формы варьировали путем регулирования степени открытия клапана подачи давления и изменения давления сжатого воздуха при заполнении металлоподающей трубы литейной машины.

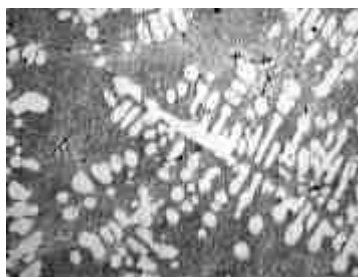
Эксперимент проводился с открытием клапана подачи давления на 30 и 80 %. При открытии клапана на 30 % изменяли подачу давления. Фактическое давление и скорость при заполнении пресс – формы зафиксировать не представлялось возможным.

Качество отливок оценивали по результатам исследования макро-, микроструктуры, механических свойств и химического анализа. Механические свойства фасонных отливок определяли по ГОСТ 1497 на соответствие требований ГОСТ Р 50511. Испытания механических свойств проводили в сечениях отливок 15 и 25 мм.

На макроструктуре анализировали степень и характер распределения пористости в соответствии с методикой, разработанной на заводе совместно с СФУ [1]. Микроструктуру исследовали на микрошлифах, отобранных в идентичных зонах сечения, подготовка которых осуществлялась по стандартной методике с травлением водным раствором 0,5 % HF.

Исследованиями макроструктуры установлено, что пористость всех отливок изменяется от 0,5 до 1,5 % / 5 см². Максимальное значение пористости (1,5 % / 5 см²) характерно для массивных частей отливок, при этом размер пор составляет 0,05 – 1,5 мм. Полученные значения степени пористости исследуемых фасонных отливок не превышают допустимых значений (не более 3,0 % / 5 см²). Отмечено, что пористость наиболее равномерно распределена по сечению колеса, отлитого с открытием клапана на 80 % (рисунок 3).

Микроструктура исследуемых отливок существенного различия не имеет, представляет собой тонкодифференцированную эвтектику и дендриты алюминиевого α - твердого раствора (рисунок 1). По междендритным границам эвтектических колоний расположены кристаллы игольчатой железосодержащей β - фазы (Al₅SiFe) размером ~ 109...116 мкм (рисунок 1,б).



а



б

Рисунок 1. Типичные микроструктуры отливок, увеличение:
а – 100; б – 200

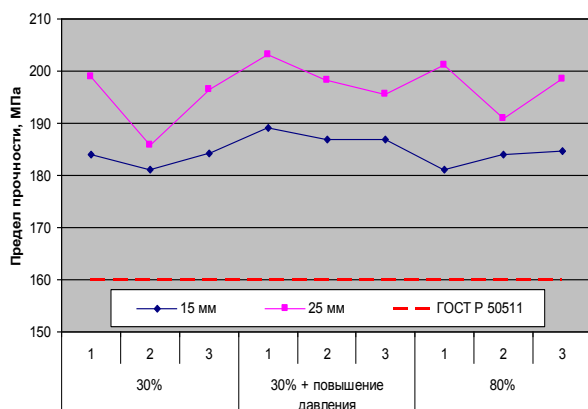
В результате оценки механических свойств отливок установлено, что они зависят от изменения давления в исследуемых параметрах (рисунок 2). Определено, что прочность и пластичность образцов, отобранных в зонах сечения 15 и 25 мм, превышает значения, оговоренные в ГОСТ Р 50511 ($\sigma_b \geq 160$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 80$ МПа, $\delta \geq 5$ %). Показано, что в отливке, полученной с повышением давления при открытии клапана на 30 %, прочностные и пластические характеристики сплава имеют наиболее стабильные и высокие значения. С увеличением открытия клапана до 80 % наблюдается разброс значений характеристик прочности и пластичности.

Проведённый химический анализ по содержанию кремния и железа показал, в массивных частях отливок ≥ 25 мм, где диффузионные процессы протекают более полно, содержание элементов стабильное. В образцах с малым сечением 10...15 мм кремний и железо имеют максимальный разброс значений (рисунок 3).

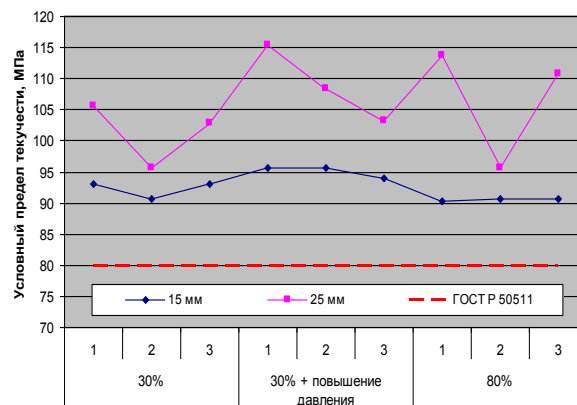
Показано, что в сечении отливки, полученной с открытием клапана подачи давления на 30 %, наблюдается минимальная ликвация по химическому составу. В отливке, изготовленной с открытием клапана на 80 %, кремний и железо распределены по сечению наиболее неравномерно, на что показывает размах между верхней и нижней расчетными контрольными границами (рисунок 3).

Таким образом, в результате проведенных исследований по оценке влияния скорости заполнения пресс – формы на качество фасонных отливок установлено:

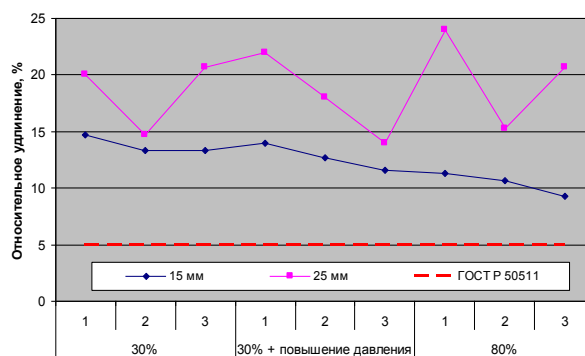
- при всех исследуемых параметрах в отливках наблюдается допустимая НД пористость (0,5 до 1,5 % / 5 см²)
- микроструктура отливок модифицированная, равномерная;
- повышение давления при открытии клапана подачи давления на 30 %, предусмотренном действующей технологией положительно сказывается на механических свойствах, но при этом несколько повышается ликвация по химическому составу;
- увеличение открытия клапана подачи давления на 80 % нецелесообразно.



а

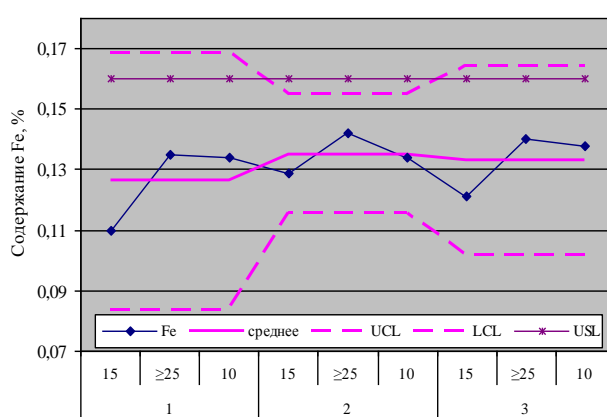


б

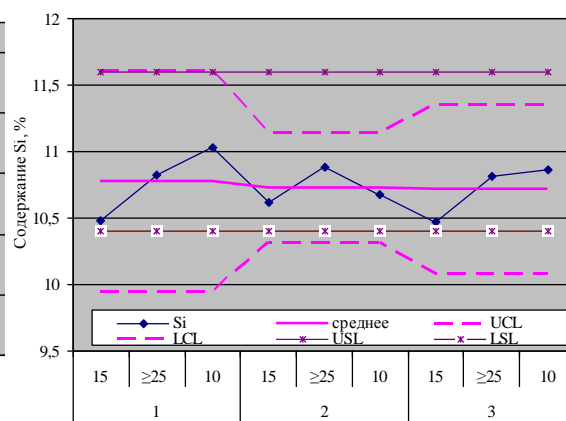


в

Рисунок 2. Механические свойства по сечению колёс:
а, б – прочностные характеристики, в – пластичность



а



б

Рисунок 3. Распределение кремния (а) и железа (б) по сечению колёс:
1 – 80 %, 2 – 30 %, 3 – 30 % + повышение давления на I ступени

Список используемых источников:

1. Окладникова Н.В.. Разработка методики определения газовой пористости в фасонных отливках из сплава АК12 / Окладникова Н.В., Ю.А. Клейменов, Приходько Е.Н., Биронт В.С., Перебоева А.А. //Цветные металлы. - 2007.- №10.- С.107-110

ВЛИЯНИЕ КОНТАКТНОЙ РАЗНОСТИ ПОТЕНЦИАЛОВ НА ПРОЦЕСС РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ АЛЮМИНИЯ

Невский С.А., Коновалов С.В., Пономарева М.В.

Руководитель – проф., д.ф.-м.н. Громов В.Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,

г. Новокузнецк

nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru

Ранее в наших работах [1, 2] было проведено исследование влияния электрического потенциала металла на процесс релаксации напряжений. Электрический потенциал образца изменялся при помощи стабилизированного источника питания. Целью настоящей работы является изучение влияния контактной разности потенциалов, возникающей при подключении металлов с иной работой выхода на релаксацию напряжений.

Для анализа использовалось значение относительного изменения средней скорости релаксации, которая определялась как: $\delta = (v_{\phi} / v_0) - 1$, где v_{ϕ} – значение средней скорости релаксации при воздействии, v_0 – без воздействия. Результат представлен на рисунке 1.

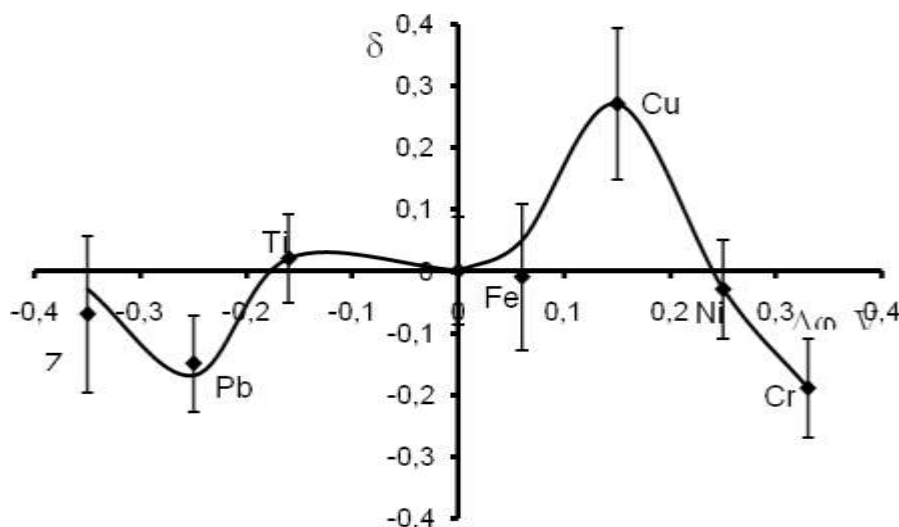


Рисунок 1. Зависимости относительного изменения средней скорости релаксации от величины контактной разности потенциалов

Зависимость δ от возникающей контактной разности потенциалов $\Delta\phi$ носит немонотонный характер. В области положительной контактной разности потенциалов резкое возрастание δ наблюдается при подключении меди, а затем при подключении Ni и Cr эффект меняет знак, присоединение железа, по-видимому, не влияет на изменение средней скорости релаксации.

Как известно при любом способе изменения электрического состояния поверхности избыточный заряд сосредотачивается на поверхности металлов. В

этой связи можно сделать предположение о связи изменений скорости релаксации напряжений с явлениями, происходящими на поверхности металла в частности с изменением поверхностной энергии. Следует отметить что, такая гипотеза была выдвинута в [3...5] для объяснения изменения скорости ползучести при подключении различных металлов. Следуя [5] мы можем записать выражение для энергии, выделяющейся с единицы площади за счет релаксации электронной плотности, которая будет иметь вид:

$$W_e = -\frac{1}{2} \frac{\varepsilon_0 (\Delta\varphi)^2}{\left(\frac{d_1}{\varepsilon_1} + \frac{d_2}{\varepsilon_2}\right)}$$

где ε_1 и ε_2 – диэлектрические константы металлов, ε_0 – электрическая постоянная, $\Delta\varphi$ – контактная разность потенциалов, d_1 и d_2 – эффективные глубины проникновения электрического поля в металл 1 и 2 соответственно. Знак минус говорит о том, что при контакте металлов происходит выделение энергии в межфазной области. Результаты вычислений представлены в таблице 1.

Таблица 1. Значения энергии металлов выделяющейся при контакте с алюминием

Подключаемый металл	$\Delta\varphi$, V	$ W_e $, J/m ²
Цирконий	-0,35	0,010
Свинец	-0,25	0,20
Титан	-0,16	0,31
Железо	0,06	0,016
Медь	0,15	0,30
Никель	0,25	0,36
Хром	0,33	0,40

Представленная в таблице 1 зависимость энергии выделяющейся за счет релаксации электронной плотности от контактной разности потенциалов имеет выраженный немонотонный характер, но корреляция между W_e и скоростью релаксации отсутствует. К аналогичному результату пришли авторы [5] при попытке установить связь между скоростью ползучести и W_e . По их мнению, одной из причин этого является наличие оксидной пленки, которая оказывает влияние на работу выхода [5], другой причиной является наличие примесей. Расчет d и ε в [5] проводился для чистых металлов.

Изменение удельной поверхностной энергии, при подключении металлов, по-видимому, оказывает влияние на размножение и движение дислокаций в поверхностных слоях материала, нельзя исключать и образования дефектов препятствующих движению дислокаций. В [4] обнаружено, что подключение

пластин циркония разной массы существенно изменяет упругий модуль образца. Величина упругого модуля определяет энергию взаимодействия дислокаций и энергию дефекта упаковки [6].

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411).

Список используемых источников:

1. Невский, С. А. О влиянии электрического потенциала на процесс релаксации напряжений в алюминии [Текст] / С. А. Невский, С. В. Коновалов, М. В. Пономарева // X Международная научно-техническая Уральская школа металловедов-молодых ученых : сб. науч. тр. / УГТУ – УПИ – Екатеринбург, 2009. – С. 254 – 256.
2. Невский, С. А. Влияние слабых электрических потенциалов на процесс релаксации напряжений в алюминии [Текст] / С. А. Невский [и др.]. // Вестник Адыгейского государственного университета – 2010. – Вып.1. – С. 90 – 95.
3. Коновалов С. В. О влиянии электрического потенциала на скорость ползучести алюминия [Текст] / С. В. Коновалов [и др.]. // ФТТ. – 2007. – т. 49. – Вып. 8. – С. 1389 – 1391.
4. Коновалов С. В. Прочность и пластичность металлов при слабых энергетических воздействиях. [Текст] / С. В. Коновалов [и др.]. – Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфический комбинат, 2009. – 180 с.
5. Клыпин, А. А. Влияние контакта разнородных металлов на ползучесть меди и алюминия / А. А. Клыпин, А. А. Лучина // Известия АН СССР. – 1985. – № 2. – С. 138–146.
6. Судзуки, Т. Динамика дислокаций и пластичность [Текст] / Т. Судзуки, Х. Ёсинага, С. Такеути. – М.: Мир, 1989. – 296 с.

РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Макаров В.В., Куранова Н.Н., Пушин В.Г.

Руководитель – д.ф.-м.н. Пушин В.Г.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

pushin@imp.uran.ru

Были выполнены исследования структуры сплавов Ti-Ni (50; 50,3; 50,6 ат. %) методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеновской и электронной дифракции, а также измерения их физико-механических свойств.

Установлено, что использование механотермических обработок путем многократных прессования, прокатки или волочения при разных температурах и их сочетания с термообработками или без них приводит к сильному упрочнению сплавов и измельчению зерна (вплоть до аморфизации). В последнем случае применение низкотемпературного отжига обеспечивает в сплавах однородное высокопрочное наноструктурное состояние с контролируемым размером зерна уже в интервале 50-200 нм. В зависимости от степени и режима деформации и отжига может быть достигнута высокая проработка зеренной структуры в сплавах, о чем свидетельствует весьма узкий интервал распределений зерен по размерам вдоль и поперек заготовки, на ее краях и в центре. Установлено, что нано- и субмикроструктурные сплавы Ti-Ni испытывают практически те же термоупругие мартенситные превращения ($B2 \leftrightarrow R$, $B2 \leftrightarrow B19$, $B2 \leftrightarrow B19'$). Однако даже сплавы до- и эквиатного состава, в которых в исходном состоянии (в монокристаллическом или поликристаллическом со средним размером зерна 50...80 мкм) происходит единственное превращение $B2 \leftrightarrow B19'$, испытывали, как и заэквиатные, ступенчатое прямое и обратное превращение по схеме $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$.

Обнаружен размерный эффект для превращений $B2 \leftrightarrow R$ и $R \leftrightarrow B19'$. В зернах размером менее 15...20 нм B2-аустенит не испытывает мартенситный переход при охлаждении. Температуры второго перехода $R \leftrightarrow B19'$ снижаются в зависимости от их размера, вплоть до 50 нм. Это позволяет регулировать критические температуры реализации данного превращения и, соответственно, обеспечиваемых ими эффектов памяти формы, варьируя режимы деформации и, если необходимо, последующих термообработок. Установлена смена нанокристаллических состояний при термоупругих мартенситных превращениях: «B2-наномонокристалл \rightarrow R-наномонокристалл» \rightarrow «B19'-наномонокристалл \rightarrow R-нанодвойниковый» \rightarrow «B19'-наномонокристалл \rightarrow B19'-нанодвойниковый».

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНУЮ И ФАЗОВУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ТИПА В95

Троянов В.А.¹, Уксусников А.Н.², Пушин В.Г.^{1,2}

Руководитель – д.ф.-м.н. Пушин В.Г.

¹ Уральский федеральный университет им. Первого Президента РФ Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

² Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии проведено исследование фазового состава и тонкой структуры заготовок из плит промышленного алюминиевого сплава В95 системы Al-Zn-Mg-Cu, подвергнутых старению по различным режимам. Изучали процесс выделения частиц упрочняющих η' - и η -фаз в объеме зерен, а также по их границам и субграницам. Анализировали фазовый состав, распределение частиц, выделившихся гомогенно в матрице и гетерогенно (на дефектах структуры), наличие вблизи границ зерен по объему сплава зон, свободных от выделений, в зависимости от режимов старения. Систематическое изучение механизмов и кинетики распада, определение типа, характерных размеров, распределения по объему упрочняющих фаз и их эволюции при переходе от одного режима старения к другому показало, что с увеличением времени высокотемпературного старения в определенном интервале температур в структуре сплава не происходит существенных значимых изменений; при слабом росте средних размеров пластинчатых по форме частиц не обнаружено качественной разницы во внутризеренном гомогенном распаде, а также в характере гетерогенного выделения по границам зерен и субзерен. Оптимизация ширины зон, свободных от выделений, после данных режимов старения минимизирует ее в пределах 25...40 нм. В таком состоянии структура сплава характеризуется однородным и равномерным распределением высокодисперсных (длиной 20...50 нм) частиц η' - и η -фаз в теле зерна и наличием на границах зерен и субзерен достаточно крупных (длиной 100...500 нм) выделений преимущественно η -фазы. Изменение режима высокотемпературного старения (варьирование температуры в пределах от 165 до 177 °С) не приводит к значимым изменениям. Последние в основном связаны с некоторым варьированием размеров частиц η' - и η -фаз (в пределах $\pm 5\%$), образовавшихся как по гомогенному, так и по гетерогенному механизмам зарождения, что, по-видимому, контролирует изменение механических прочностных и пластических свойств в тех же пределах ($\pm 5\%$), которые не превышают случайную ошибку при измерении данных характеристик сплава. Таким образом, установлена возможность структурно фазовой стабилизации и определен температурно-временной интервал режимов термообработки, обеспечивающих данный эффект в стареющих промышленных алюминиевых сплавах типа В95.

О ВОЗМОЖНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ АТЕРМИЧЕСКОЙ ω -ФАЗЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ16

Степанов С.И., Незнахина О.А., Ларькова М.И.,
Минак А.А., Шалашова Н.В.

Руководитель – доц., к.т.н. Илларионов А.Г.

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н. Ельцина»

stepforw@mail.ru

В работе методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) и динамического механического анализа (ДМА) изучено влияние температуры закалки на формирование структуры и фазового состава титанового сплава мартенситного класса ВТ16.

Исследование производилось на прутках диаметром 11 мм, которые подвергались закалке в воду от температур 700...875 °С с шагом 25 °С.

В ходе расшифровки электронограмм с областей β -твердого раствора, фиксируемого при закалке от 800 °С, наряду с рефлексам β -фазы и α'' -мартенсита, образовавшегося в ходе закалки, обнаружены рефлексы ω -фазы (рис. 1).

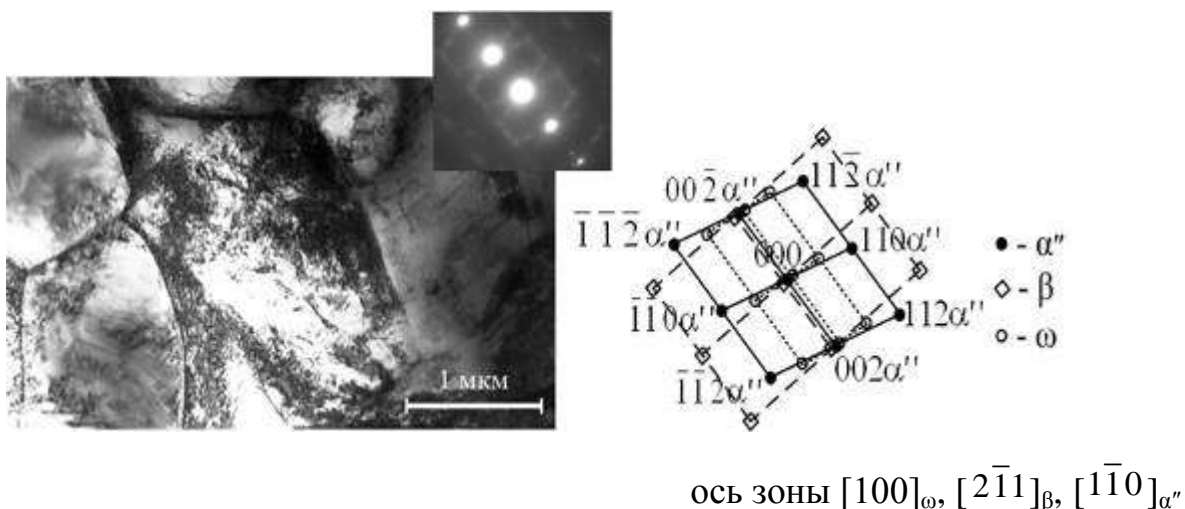
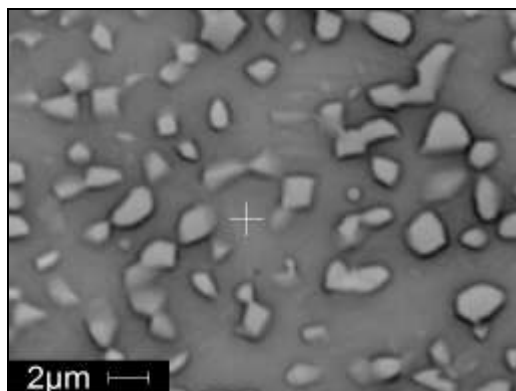


Рисунок 1. Структура сплава ВТ16, полученная закалкой от 800 °С

Несмотря на то, что о таком явлении в сплаве ВТ16 при закалке до этого в литературе не упоминалось, образование ω -фазы в данном случае возможно по нескольким причинам. Во-первых, как показывают литературные данные [1], легированность β -твердого раствора при нагреве до 800 °С близка к $s_{кр}''$ и $K_\beta \sim 1$, то есть соответствует условиям, когда в титановых сплавах возможно образование ω -фазы при закалке. Во-вторых, расчет электронной концентрации по данным МРСА (рис. 2) показал, что она составляет 4,1 эл./ат., то есть лежит в пределах образования ω -фазы в сплавах титана (4,09...4,21 эл./ат.).



<i>Element</i>	<i>At%</i>
<i>AlK</i>	05.00
<i>MoL</i>	04.60
<i>TiK</i>	84.83
<i>VK</i>	05.38
<i>FeK</i>	00.19

Рисунок 2. Микроструктура и химический состав областей β -твердого раствора образца, закаленного от 800 °C

В-третьих, содержание алюминия в сплаве составляет ~ 3 масс. %, а в β -фазе и того меньше (2,87 масс. %), то есть недостаточно для подавления $\beta \rightarrow \omega$ -превращения. В-четвертых, косвенным подтверждением присутствия ω -фазы в структуре является наличие экстремума (максимума) на кривой изменения модуля упругости от температуры закалки (рис. 3), как раз в районе 800 °C.

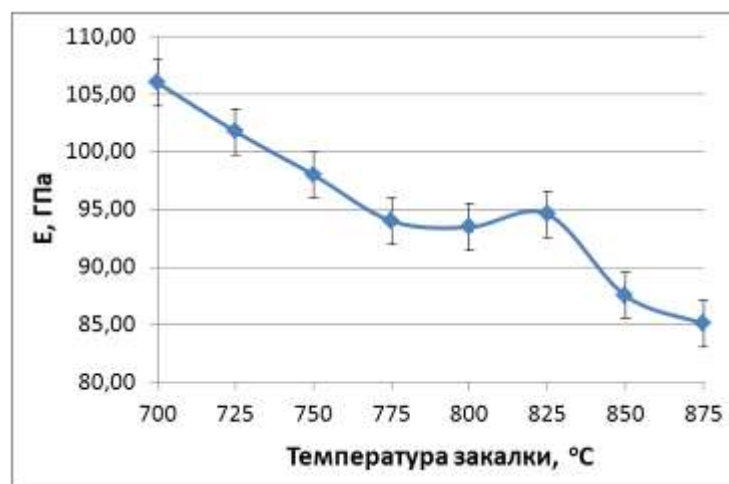


Рисунок 3. Зависимость модуля упругости от температуры закалки

Из литературных источников известно [2], что появление максимума на кривой изменения модуля упругости в закаленных титановых сплавах связано с появлением ω -фазы. Смещение максимума к температуре закалки 825 °C может быть связано с тем, что в β -матрице могут иметься области с ω -образными смещениями, которые так же имеют повышенный модуль упругости, несмотря на то, что при электронномикроскопическом исследовании этого образца наличие ω -фазы не установлено.

Таким образом, зафиксированное образование ω -фазы при закалке в сплаве ВТ16 необходимо учитывать при выборе режимов упрочняющей обработки.

Работа выполнена в рамках федеральной целевой программы Министерства образования и науки РФ «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы

Список используемых источников:

1. Лясоцкая В.С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. М.: Экомет, 2003.-352с.
2. Коллингз Е.В. Физическое металловедение титановых сплавов. М.:Металлургия, 1988. -223 с.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА ПРИ ОБРАБОТКЕ СПЛАВОВ БЛАГОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Лебедева О.С.

Руководители – проф., д.т.н. Сидельников С.Б., доц., к.т.н. Лопатина Е.С.

Сибирский федеральный университет, г. Красноярск,

sbs270359@yandex.ru

При изготовлении ювелирных изделий в виде цепочек из сплавов благородных металлов особое значение придается деформационным режимам обработки, так как получение проволоки достаточно малых диаметров (0,25...0,35 мм) требует наличия повышенных пластических и прочностных характеристик. Крайне важно это и при разработке новых сплавов и технологий их обработки.

В качестве объекта исследований был выбран сплав красного золота 585 пробы, один из химических составов которого был запатентован (патент РФ № 2391425). При этом, на основе анализа двойных диаграмм состояния различных элементов, входящих в состав сплава, для получения мелкозернистой структуры металла в качестве присадочного модифицирующего материала был предложен эвтектический сплав медь – рутений с содержанием рутения 3,7...3,9 % (по массе). Так как процесс модифицирования требует введения сотых и тысячных долей процента содержания металла-модификатора от массы модифицируемого материала, заметного удорожания продукции за счет увеличения содержания нового компонента сплава не будет. Установление конкретных значений характеристик технологического процесса модифицирования и обработки потребовало соответствующих экспериментов, которые были проведены в лаборатории ювелирных технологий института цветных металлов и материаловедения Сибирского федерального университета и в производственных условиях Красноярского завода цветных металлов.

Технологическая схема производства проволоки включала такие основные переделы, как непрерывное литье прутка, его деформацию методами сортовой прокатки и волочения с применением промежуточных отжигов для снятия наклепа при холодной обработке.

Металлографические исследования микроструктуры непрерывно-литых прутков диаметром 10 мм, из сплавов 1, 2, 3 отличающихся содержанием меди, серебра и цинка, проводили на микроскопе AXIO OBSERVER.D1m. Результаты исследований представлены на рис. 1. Микроструктура слитка из сплава 1 характеризуется дендритным строением (рис. 1,а). Дендритные ячейки имеют небольшие, практически одинаковые размеры по всему сечению слитка. В сплавах 2 и 3, где содержание меди и серебра было увеличено, наблюдается более дисперсное строение дендритных ячеек по всему сечению слитка, так как

в данных сплавах рутений усвоился лучше, что обеспечило большее количество центров кристаллизации и более мелкое строение слитков.

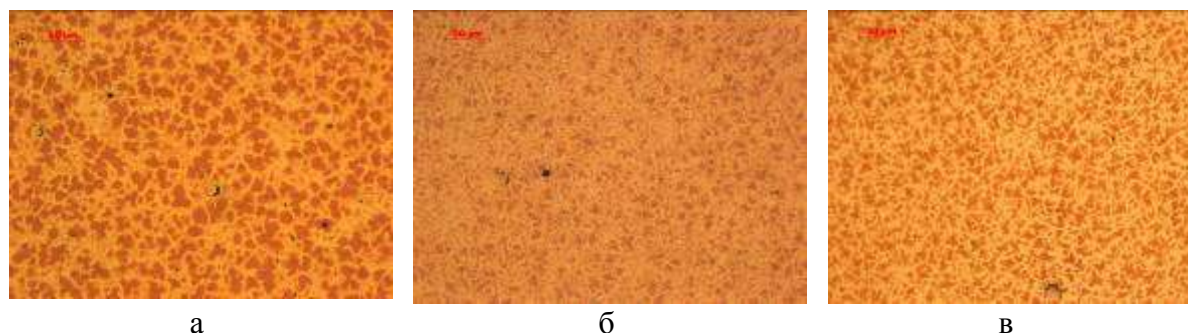


Рисунок 1. Микроструктура непрерывнолитых прутков красного золота, модифицированных рутением: а – сплав 1, б – сплав 2, в – сплав 3

Таким образом, рутений обеспечивает получение благоприятной структуры сплавов, то есть является эффективным модификатором для сплавов на основе золота. Кроме того, в зависимости от степени усвоения рутения в сплавах, можно регулировать дисперсность получаемой структуры. Проведенное металлографическое исследование показало также, что введение рутения в сплав, дающее эффект модифицирования, принципиально изменяет размер и форму дендритных ячеек и его введение благоприятно отражается на свойствах получаемых полуфабрикатов. В табл. 1 приведены характеристики прочностных и пластических свойств экспериментальных сплавов, при этом определялись временное сопротивление разрыву (предел прочности) σ_B и относительное удлинение δ при разрушении образцов литых и деформированных полуфабрикатов.

Таблица 1. Механические свойства образцов сплавов на основе золота

Состояние образца	σ_B , МПа	δ , %
сплав 1		
литое	302,22	9,17
деформированное, 18 %	715,79	7,14
деформированное, 76 %	1212,35	2,63
сплав 2		
литое	446,84	21,43
деформированное, 18 %	828,27	7,14
деформированное, 76 %	1189,23	0,81
сплав 3		
литое	494,71	14,29
деформированное, 18 %	759,78	6,67
деформированное, 76 %	1227,71	2,00

В деформированных полуфабрикатах, полученных из слитков с добавлением рутения, наблюдается однородное волокнистое строение практически не зависящее от участка отбора образцов (рис. 2). В то же время по длине изделия, в отличие от заводского сплава, значительного различия в структуре и свойствах не наблюдается. Дальнейший отжиг приводит к формированию рекристаллизованной структуры на полуфабрикатах, полученных сортовой прокаткой (поперечное сечение 4×4 мм, 1×1 мм) и волочением (диаметр 0,25 мм). Структура отожженных образцов однородна по всей длине, независимо от места отбора образцов. В немодифицированных образцах тех же размеров, отжиг приводит к процессам собирательной рекристаллизации, что не наблюдается в образцах из материала, модифицированного рутением. Рекристаллизованные зерна имеют одинаковый средний размер, который составил для образцов размером 4×4 – 19,3 мкм, размером 1×1 – 15,6 мкм, диаметром 0,25 мм – 6,6 мкм, что характеризует более мелкозернистое строение модифицированного рутением сплава по сравнению с немодифицированным. Установлено также, что прочностные и пластические свойства отожженных образцов (поперечное сечение 4×4 мм, 1×1 мм) выше, чем у аналогичных образцов без добавления модификатора.

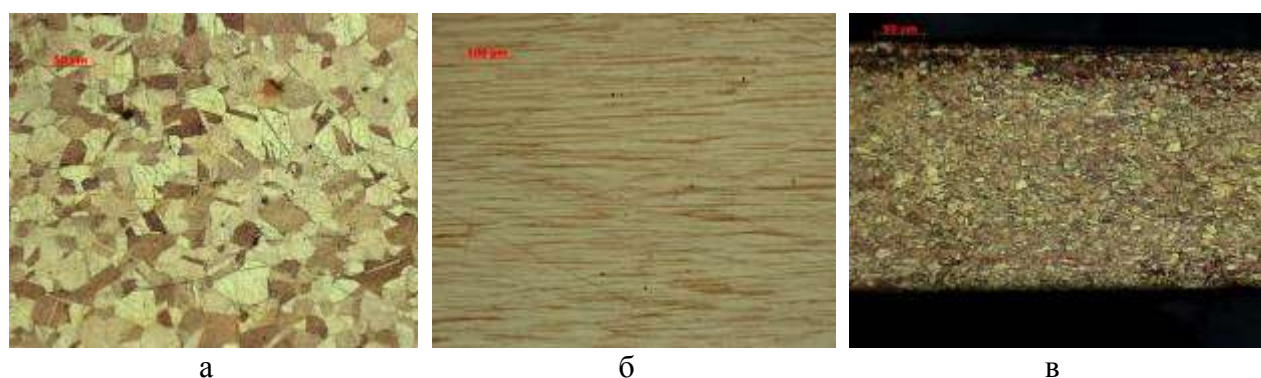


Рисунок 2. Микроструктура деформированных полуфабрикатов из сплава красного золота, модифицированного Ru: а – пруток 4×4 мм, б – пруток 1×1 мм, в – проволока диаметром 0,25 мм

Таким образом, проведенные опытно-промышленные исследования показали, что модифицирование известных сплавов на основе золота рутением позволяет получить устойчивую мелкозернистую структуру, однородную, как по сечению, так и по длине литых и деформированных полуфабрикатов, при этом разброс механических свойств незначителен, а их уровень соответствует требованиям стандартов.

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПАДА В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ti_2AlNb , ЛЕГИРОВАННОМ ВОДОРОДОМ, ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ СТАРЕНИЯ

Хаджиева О.Г., Малевич Ю.А., Федосеева В.А.

Руководитель – доц., к.т.н. Илларионов А.Г.

ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург, illarionovag@mail.ru

Низкая технологичность интерметаллидных титановых сплавов препятствует их широкому применению в промышленности. Существуют различные способы управления фазовым составом, структурой и свойствами этих сплавов, в том числе за счет водородного пластифицирования и термической обработки. В настоящей работе проведено исследование изменений микроструктуры сплава на основе Ti_2AlNb (О-фазы), легированного водородом, при различных режимах старения. Материалом исследования служили выточенные из слитка цилиндрические заготовки диаметром 20 мм. Изучались образцы сплава без водорода (сплав 1), с содержанием водорода 5,2 ат. % (сплав 2) и 8,5 ат. % (сплав 3) после закалки с 900 °С и последующего старения при 600 и 700 °С. Выбранные температуры старения соответствуют температурному интервалу эксплуатации этой группы сплавов.

После закалки сплавы имеют следующий фазовый состав: сплав 1 ($\alpha_2 + O + \beta$), сплавы 2 и 3 ($O + \beta$). Микроструктура сплава 1 представлена крупными пластинами α_2 -фазы (на основе интерметаллида Ti_3Al) и более мелкими пластинами О-фазы, равномерно распределенными в упорядоченной по типу В2 β -матрице. Введение водорода подавляет образование α_2 -фазы в сплавах 2 и 3, морфология выделения О-фазы аналогична сплаву 1, уменьшается лишь её объемная доля.

В сплаве 1 после старения при 600 °С (выдержка 1 и 2 часа) распад метастабильного β -твердого раствора идет неинтенсивно, в структуре присутствует большая объемная доля непревращенной β -фазы, фиксируются отдельные вторичные пластины О-фазы. С увеличением времени старения до 4 часов сплав переходит из трехфазного ($\alpha_2 + O + \beta$) в двухфазное ($O + \beta$)-состояние, увеличивается количество выделений тонких (до 100 нм) пластин О-фазы различных ориентировок в промежутках между более крупными первичными О-пластинами (рис. 1,а).

Повышение температуры старения до 700 °С переводит сплав 1 в двухфазное состояние раньше, чем при 600 °С, и уже при выдержке 2 часа сплав имеет ($O + \beta$)-, а при выдержке 4 часа – однофазную О-структуру. При выдержке в течение 1 часа на темнопольном изображении хорошо видны мелкие пластины вторичной О-фазы, непревращенная β -фаза располагается в виде тонких прослоек между ними (рис. 1,б).

В структуре наводороженного сплава 2 после старения при 600 °С (выдержка 1 ч) наблюдается выделение О-фазы двух морфологических типов: пластин и частиц линзовидной формы (рис. 2,а). С увеличением времени

выдержки участков β -матрицы, свободных от выделений, становится меньше. После выдержки в течение 4 часов сплав имеет однофазную О-структуру, β -фаза практически полностью распадается.

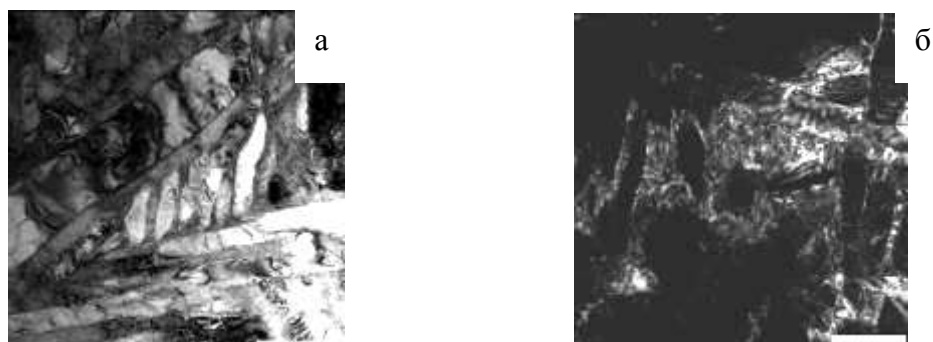


Рисунок 1. Тонкая структура сплава 1 после старения:
а – при 600 °С в течение 4 часов; б – при 700 °С в течение 1 часа
(темное поле)

В ходе старения при 700 °С в течение всех времен выдержки сплав 2 сохраняет двухфазную (О+ β)-структуру. При выдержке в течение 2 часов в структуре сплава видны дисперсные выделения О-фазы, что свидетельствует о более полном прохождении распада. Линзовидных выделений О-фазы, подобных наблюдаемым после старения при температуре 600 °С, найдено не было (рис. 2,б).

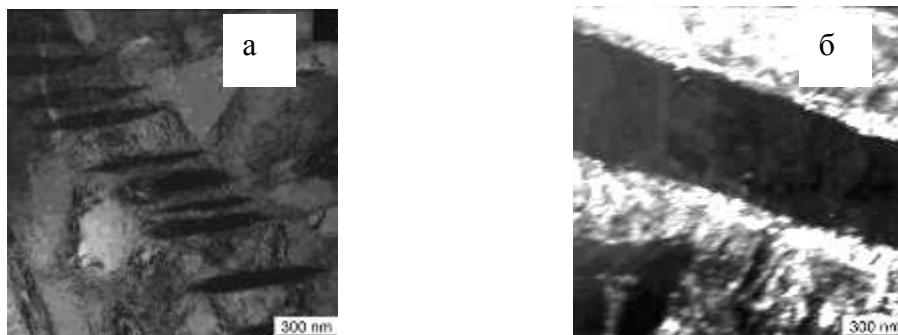


Рисунок 2. Тонкая структура сплава 2 после старения:
а – при 600 °С в течение 1 часа; б – при 700 °С в течение 2 часов
(темное поле)

Фазовый состав сплава 3 остается неизменным (О+ β) при всех исследованных режимах старения. Старение при 600 °С в течение 4 часов приводит к выделению как пластин, так и высокодисперсных частиц О-фазы, которые удастся разрешить только на темнопольных изображениях (рис. 3,а). После старения при температуре старения 700 °С (выдержка 2 ч) распад проходит практически полностью, все поля бывшей высокотемпературной β -фазы заполнены О-пластинами. (рис. 3,б).

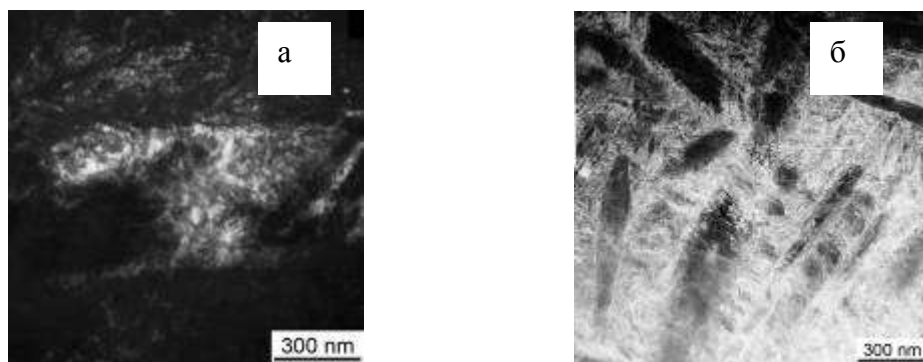


Рисунок 3. Тонкая структура сплава 3 после старения:
а – при 600 °С в течение 4 часов (темное поле);
б – при 700 °С в течение 2 часов

Влияние микроструктуры на механические свойства исследуемых сплавов было проанализировано с помощью микродюрметрических испытаний. После закалки микротвердость сплава 1 составила 4270 МПа, сплавов 2 и 3 – 4250 и 4230 МПа соответственно в связи увеличением объемной доли β -фазы. В ходе старения при 600 °С в сплаве 1 распад пересыщенного β -твердого раствора идет неинтенсивно, как отмечено выше, и вследствие этого после четырехчасовой выдержки микротвердость сплава повышается незначительно до 4300 МПа. Повышение температуры старения до 700 °С роста микротвердости в сплаве 1 не даёт.

В наводороженных сплавах 2 и 3 при 600 °С распад происходит более активно, повышение микротвердости до 4500 и 4600 МПа зафиксировано уже при двухчасовой выдержке. С увеличением времени выдержки наблюдается рост микротвердости, что свидетельствует о более полном протекании распада. Максимальное значение зафиксировано в сплаве 3 после старения при 600 °С в течение 4 часов и составляет 5500 МПа. Увеличение температуры старения наводороженных сплавов 2 и 3 до 700 °С не приводит к значительному изменению микротвердости, как и в сплаве 1.

Таким образом, в ходе исследования установлено, что увеличение температуры старения до 700 °С переводит сплав без водорода в двухфазное ($O+\beta$)-состояние за меньшее время выдержки, чем старение при 600 °С.

Обнаружено, что в сплаве с 5,2 ат. % водорода при температуре старения 600 °С выделяются частицы O -фазы различной морфологии, что, возможно, свидетельствует о различных механизмах ее образования.

Введение водорода в сплав на основе интерметаллида Ti_2AlNb подавляет выделение α_2 -фазы в ходе старения при температурах 600 и 700 °С. Длительная выдержка наводороженных сплавов при температуре 600 °С (в течение 4 часов) увеличивает интенсивность и полноту распада, обеспечивая рост микродюрметрических характеристик более чем на 1000 МПа.

ВЛИЯНИЕ ДРОБНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЮ В ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Водолазский Ф.В., Сытьков М.А., Колосова Е.В.,

Кузьмин А.А., Соловьев А.В.

Руководитель – доц., к.т.н. Демаков С.Л.

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого

Президента России Б.Н.Ельцина», г. Екатеринбург

vodolazski@bk.ru, tofm@mail.ustu.ru

Методами металлографии и анализом дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОЭ-анализ) было проведено исследование листовых полуфабрикатов β -титанового сплава ТС6. Изучалось изменение характеристик зеренной структуры и металлографической, кристаллографической текстур.

В исходном горячедеформированном подкате толщиной 20 мм, наблюдалась неоднородная рекристаллизовано-полигонизованная структура, в которой присутствовали длинные, вытянутые вдоль направления прокатки, нерекристаллизованные зерна, в литературе за ними закрепилось название *полосы* [1]. Известно, и наблюдалось в данной работе, что такие *полосы* сохраняются при последующих обработках и являются причиной анизотропии механических свойств конечного полуфабриката. В работах [2, 3] было показано, что образование и сохранение *полос* связано проявлением текстурного торможения рекристаллизации. В работе ставилась задача определить режимы обработки, способствующие удалению *полос* за счет проведения отжига и горячей деформации.

Установлено, что температура отжига при котором за счет рекристаллизации происходит ликвидация *полос* составляет 950 °С, но образование крупного зерна делает бессмысленным такой тип обработки.

Горячая прокатка исходного полуфабриката при температуре 850 °С с суммарной степенью 50 % приводит к усилению *полосчатости* в структуре. Острота текстуры еще более возрастает. Что в итоге приводит к отрицательному эффекту – дополнительной стабилизации *полос*. С точки зрения термодинамического подхода к анализу зависимости рекристаллизации от степени горячей деформации можно предложить следующую объяснение этого эффекта, рис. 1.

Перед деформацией в структуре присутствуют два типа зерен отличающихся внутренней энергией – *полосы* и рекристаллизованные зерна. Исходно *полосы* имеют повышенный уровень внутренней энергии, по сравнению с рекристаллизованными зернами. Однако в ходе деформации полоса накапливает энергию меньше. При малых степенях деформации рост внутренней энергии связан с разрушением полигональной структуры, дальнейший прирост энергии относительно невелик вследствие благоприятной ориентации ее решетке по отношению к деформирующим напряжениям [4]. Начальный уровень внутренней энергии рекристаллизованных зерен меньше,

чем у *полосы*, но в процессе деформации рост внутренней энергии происходит более интенсивно, чем в *полосе*. Причина этого – обратное явление связанное с ориентацией решетки рекристаллизованных зерен по отношению к деформирующим напряжениям, которое является случайным. Соответственно две кривые изменения внутренней энергии должны пересекаться в некоторой точке, рис. 1. Относительно этой точки можно выделить две области. В первой области (на рис. 1 помечена I) внутренняя энергия полосы превышает внутреннюю энергию исходно рекристаллизованных зерен, поэтому рост вновь образованных зародышей рекристаллизации выгоден в сторону полосы с точки зрения термодинамики. Во второй области (на рис. 1 помечена II) внутренняя энергия исходно рекристаллизованных зерен превышает внутреннюю энергию *полосы*, поэтому рост вновь образованных зародышей рекристаллизации становится менее выгодным в сторону полосы. Другими словами сама полоса является местом образования зародышей рост которых происходит в сторону рекристаллизованных зерен. Вышеописанная ситуация продемонстрирована на рис. 2, с помощью инструментальной ДОЭ методики, программный пакет HKL Channel 5, где показан относительный уровень внутренних напряжений до и после деформации. Если до деформации уровень внутренней энергии рекристаллизованных зерен (светло-серый цвет) меньше внутренней энергии полосы (помечены серым цветом), рис. 2, а, б. Случай области II показан на рис. 2, в, г, когда после деформации уровень внутренней энергии исходно рекристаллизованных зерен (помечены темно-серым цветом) оказывается выше, чем в полосе (помечена серым цветом).

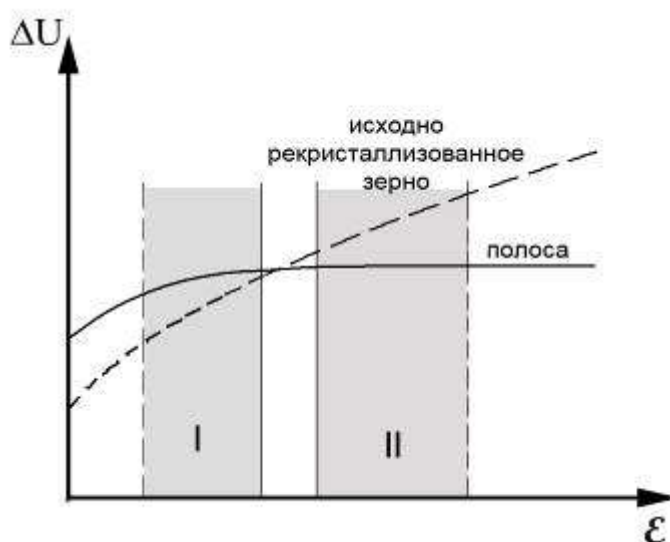


Рисунок 1. Принципиальная зависимость изменения внутренней энергии от степени деформации

В связи с этим был предложен комбинированный подход к ликвидации *полос* в структуре – прокатка при пониженных температурах (800 °С), ограничение степени обжатия за проход и введение прерываний прокатки. Относительно небольшие степени деформации нарушают стабильность

плоского фронта роста рекристаллизованных зерен, что обеспечивает дальнейший рост рекристаллизованных зерен.

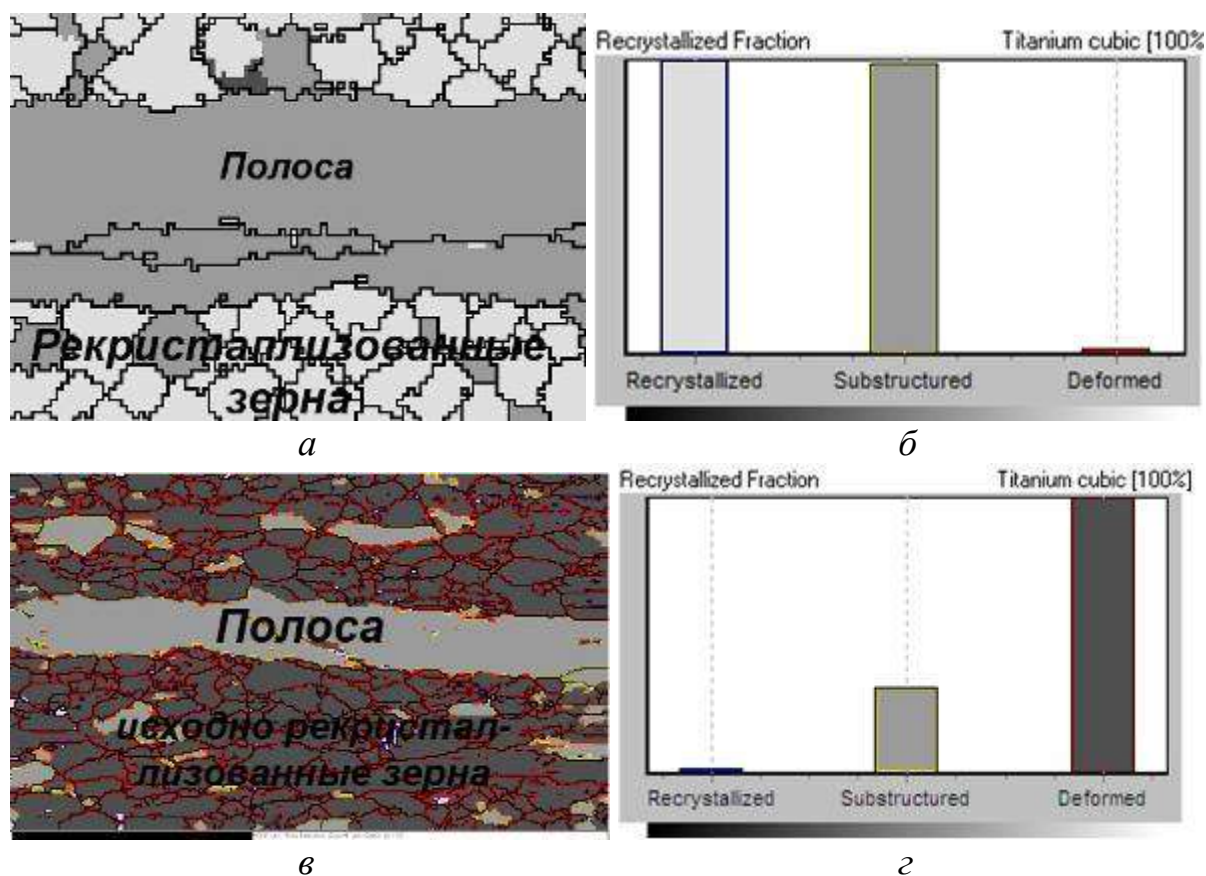


Рисунок 2. ДОО карты, показывающие деформированные, полигонизованные и рекристаллизованные области:

a, б – до деформации; *в, г* – после деформации

Показано, что с помощью ДОО методики, программного пакета NKL Channel 5, можно проводить оценку уровня внутренней энергии зерен.

Библиографический список

1. Гордиенко А.И., Шипко А.А. Структурные и фазовые превращения в титановых сплавах при быстром нагреве. Минск.: Наука и техника, 1983. 336 с.
2. Демаков С.Л., Водолазский Ф.В., Карабаналов М.С./ ДОО-исследование листовых полуфабрикатов титанового сплава// Уральская школа семинар металлостроителей молодых ученых: Сборник трудов, Екатеринбург: изд-во УГТУ-УПИ, 2008. с. 121...123.
3. Демаков С.Л., Водолазский Ф.В., Сытьков М.А./ Рекристаллизация горячедеформированного листа из сплава ТС6// XX-ая Уральская школа металлостроителей-термистов «Актуальные проблемы физического металлостроения сталей и сплавов», Сборник материалов, Екатеринбург: изд-во УГТУ-УПИ, 2010. С. 147.

4. Nakamichi H., Humphreys F. J., Brough I. Recrystallization phenomena in an IF steel observed by in situ EBSD experiments // J. of microscopy, 2008. V. 230 (Pt. 3). P. 464-471.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПРОЦЕССЫ ВЫДЕЛЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ ТИТАНА

Гадеев Д.В.¹, Карабаналов М.С.¹, Волков А.В.²

Руководители – проф., д.т.н. Попов А.А.¹, доц., к.т.н. Илларионов А.Г.¹

¹ ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия

² ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда, Россия
Illarionovag@mail.ru, dr.kruft@gmail.com

В работе исследовано влияние режимов термической обработки и влияния выделения частиц интерметаллидов на структуру и свойства жаропрочных сплавов титана с различным соотношением легирующих элементов. Из слитков были изготовлены прутки Ø 21 мм ковкой и прокаткой с завершением деформации в $(\alpha+\beta)$ области при температуре $T_{\text{пп}} - 20^\circ\text{C}$.

Содержание примесей внедрения во всех сплавах было приблизительно одинаковым, а именно 0,1 масс. % O, 0,0082...0,0084 масс. % H, 0,006...0,007 масс. % C, 0,009 масс. % N.

Слитки были выплавлены методом двойного вакуумно-дугового переплава с расходным электродом. Последующую деформацию проводили на ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» по стандартным технологиям, которые включали в себя комбинацию β -деформации и деформации в $(\alpha+\beta)$ -области, чередующиеся между собой. Заключительная деформация сплавов была проведена в двухфазной области при температурах $T_{\text{пп}} - (20...30^\circ\text{C})$.

Нагрев на температуру 1150°C осуществляли электроконтактным методом с выдержкой при температуре нагрева 30 секунд с последующим охлаждением на воздухе. Следует отметить, что столь быстрый нагрев и столь малое время выдержки приводят к тому, что выравнивание состава в β -фазе не успевает пройти и охлаждению подвергается неоднородный по составу материал. Особенно это относится к таким тугоплавким элементам, как цирконий, молибден и ванадий.

Исследование структуры, проведенное методами рентгеноструктурного фазового анализа и просвечивающей электронной микроскопии, показало, что повышение содержания алюминия, олова и циркония приводит к интенсификации процессов упорядочения в α -твердом растворе с выделением дисперсных частиц α_2 -фазы на основе интерметаллида Ti_3Al .

Подтверждено, что силициды структурного типа S_1 образуются на межфазных α/β границах со стороны β -фазы, а силициды типа S_2 и S_3 образуются в α -фазе. Обнаружено, что в процессе старения в определенном температурном интервале возможна глобуляризация тонких прослоек β -фазы.

Кроме того, обнаружено, что введение в сплав повышенных концентраций циркония, при наличии кремния, увеличивает количество

силицидов в структуре сплава, как на межфазных α/β -границах, так и в теле исходного β -зерна.

Обнаружено, что выделения алюминидов и силицидов в сплаве на механические свойства приводят к незначительному упрочнению и существенному уменьшению вязкостных свойств. Пластические характеристики при этом изменяются незначительно.

В частности, выявлено, что введение в сплав циркония в количестве порядка 7 % приводит к существенному упрочнению после нагрева до температуры 1150 °С, 30-сек. выдержки и охлаждения на воздухе. Так, прочность увеличивается на 100 МПа при неизменной пластичности, но существенном уменьшении вязкости (КСТ упало с 0,51 МДж/м² до 0,11 МДж/м²). Старение протекает аналогично сплаву без циркония, но с несколько большим эффектом упрочнения, но существенным уменьшением пластичности (с 15 % до 9 %) и вязкости (с 0,11 МДж/м² до 0,022 МДж/м²).

В сплаве с повышенным содержанием алюминия тенденции изменения свойств аналогичны сплаву без циркония и сравнительно низким содержанием алюминия при несколько более высоком значении прочностных свойств (выше примерно на 20 МПа). Однако старение при 500...700 °С не приводит к значительному увеличению прочности и уменьшению пластичности и вязкости по сравнению со сплавом без циркония.

Введение в сплав алюминия и циркония в больших количествах сопровождается изменением свойств аналогичным выше описанному для сплава с повышенным содержанием циркония. Однако вязкостные свойства несколько выше, что может быть связано с повышенным содержанием кремния в данном сплаве.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (10-03-96073-р_урал_а).

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОСТДЕФОРМАЦИОННОЙ ВЫДЕРЖКИ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ В ПОЛУФАБРИКАТАХ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Нарыгина И.В., Колосова Е.В., Водолазский Ф.В., Корчагин И.Н.

Руководители – доц., к.т.н. Илларионов А.Г., доц., к.т.н. Демаков С.Л., проф., д.т.н. Логинов Ю.Н.

УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург

narygina_iv@mail.ru; vodolazski@bk.ru

Титановый сплав Ti-10V-2Fe-3Al широко используется для изготовления крупногабаритных сложной формы поковок для авиационной техники (деталей шасси, крыла, фюзеляжа самолета и пр.). В связи с этим достаточно важным является изучение процессов, протекающих при высокотемпературном нагреве, а также исследование особенностей формирования структуры в сплаве при деформации и рекристаллизации, так как они, во-многом, определяют конечное структурное состояние и уровень свойств изделия.

Материалом для исследования служили заготовки ($\varnothing 90 \text{ мм} \times 75 \text{ мм}$), подвергнутые деформации осадкой в β -области с относительным обжатием 60 % и последующей постдеформационной выдержке при температурах горячей деформации ($T_{\text{гд}} + 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$) в течение 1...32 минут.

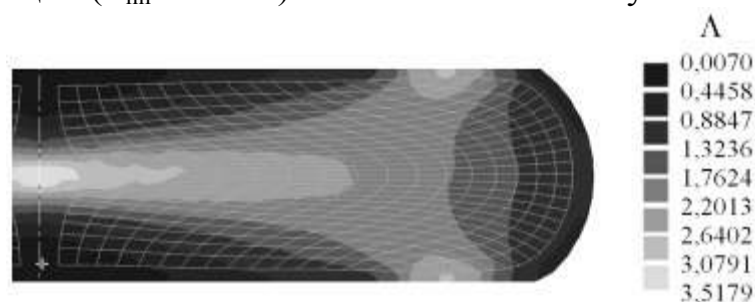


Рисунок 1. Распределение степеней деформации сдвига (Λ) по сечению осажённых заготовок

Показано, что при горячей осадке распределение степени деформации сдвига по сечению осажённых полуфабрикатов неравномерно и характеризуется формированием, так называемой, области «деформационного креста» и области затрудненной деформации (рис. 1), в первой из которых наблюдается активное протекание процессов рекристаллизации (как в ходе деформации (рис. 2), так и в ходе постдеформационной выдержки), а во второй – ее полное отсутствие даже при значительной временной выдержки.

Прямой зависимости доли рекристаллизованных зерен (λ) от степени деформации сдвига (Λ) не установлено. Определено, что кинетика процесса протекания рекристаллизации обусловлена не только степенью, но и типом деформации в каждой точке деформированного тела, действие которого возможно учесть при введении параметра Надаи-Лоде (μ_s), служащего для

характеристики деформированного состояния.

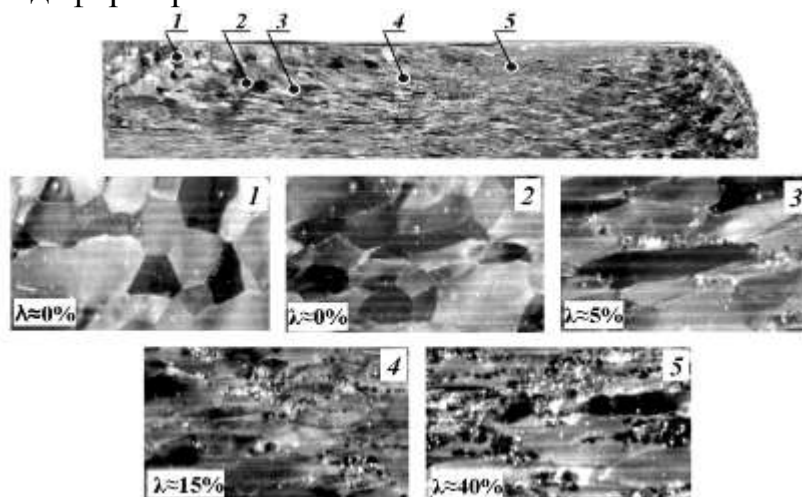


Рисунок 2. Изменение доли рекристаллизованных зерен (λ) по осевому сечению осажденной заготовки

При сопоставлении рассчитанных значений параметра Надаи-Лоде (рис. 3) соответствующим им значениям степеней деформации сдвига и доли рекристаллизации в каждой точке деформированного тела наблюдается более активный рост доли рекристаллизованных зерен с повышением степени деформации сдвига и параметра Надаи-Лоде (рис. 4). При построении данных зависимостей значения μ_e , соответствующие областям выхода боковой поверхности металла на рабочую поверхность инструмента, не учитывались, вследствие постоянного изменения типа деформации в этой области в ходе осадки.



Рисунок 3. Распределение значений параметра Надаи-Лоде (μ_e) по сечению осажденных заготовок

Анализ зависимостей объемной доли рекристаллизованных зерен и среднего размера зерна от степеней деформации сдвига и времени постдеформационной выдержки, построенных для участков со значением параметра Надаи-Лоде 0,2...1, соответствующего нормальным условиям деформирования, показал, что максимум на кривых изменения среднего размера зерна приходится на $\Lambda = 2,2$ (рис. 5). При больших значениях Λ наблюдается тенденция к снижению значений λ и среднего размера зерна, что связано с явлением текстурного торможения рекристаллизации.

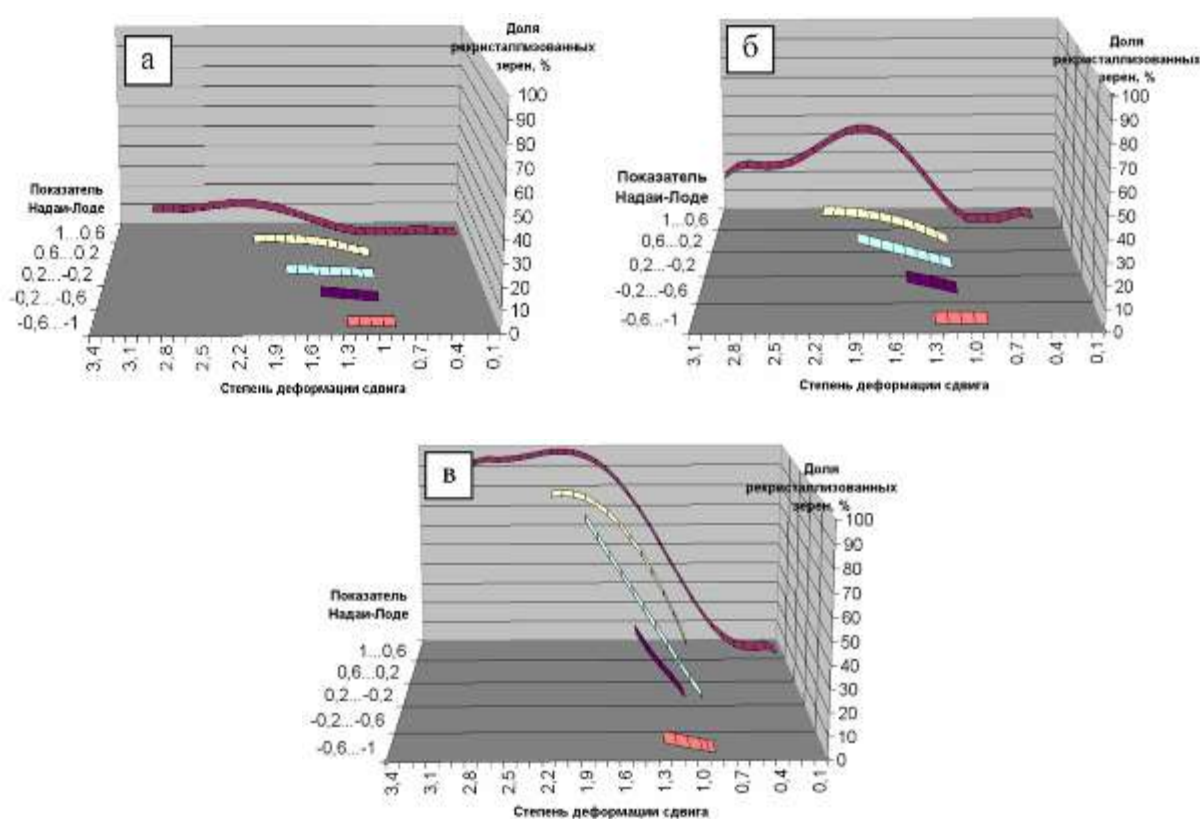


Рисунок 4. Влияние постдеформационной выдержки на развитие рекристаллизации: а – закаленный; б – 2 минуты; в – 8 минут

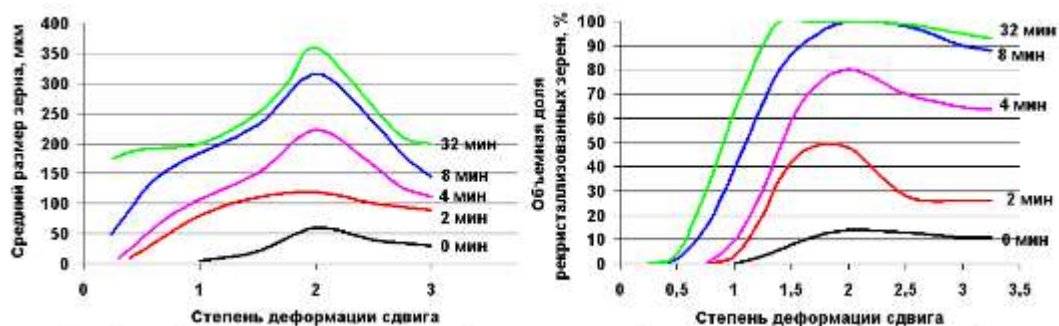


Рисунок 5. Изменение объемной доли, среднего размера рекристаллизованных зерен в зависимости от степеней деформации сдвига и времени постдеформационного отжига осаженной заготовки ($\mu_c = 0,2 \dots 1$)

Таким образом, опираясь на полученные результаты, можно подобрать оптимальную термодформационную обработку на определенный размер рекристаллизованного зерна и его объемную долю, исходя из средней степени деформации сдвига и времени последеформационной выдержки.

Работа выполнена в рамках целевой программы Министерства образования и науки РФ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ, ПОЛУЧЕННЫХ ЗАКАЛКОЙ, В СПЛАВЕ ВТ16, ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАГРЕВЕ

Степанов С.И., Нарыгина И.В., Рыжков М.А.

Руководитель – доц., к.т.н. Илларионов А.Г.

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н. Ельцина»

stepforw@mail.ru

В работе методами терморентгенографического фазового анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) изучено влияние температуры закалки на изменение фазового состава закаленного ($\alpha+\beta$)-титанового сплава ВТ16 при непрерывном нагреве. Закалка производилась в интервале температур 700...875 °С с шагом 25 °С.

На кривой ДСК сплава, закаленного от 700, 725, 750 (рис. 1) с исходной ($\alpha+\beta$)-структурой, в исследуемом интервале температур наблюдается три температурных эффекта. Первый экзоэффект в области температур 350...450 °С соответствует распаду β -фазы по промежуточному механизму с образованием α_n -фазы с ромбическими искажениями, о чем свидетельствуют данные терморентгенографии. Второй экзотермический эффект, в соответствии с данными РСФА, связан с протеканием $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения по диффузионному механизму. Высокотемпературный эндоэффект соответствует обратному $\alpha \rightarrow \beta$ -превращению.

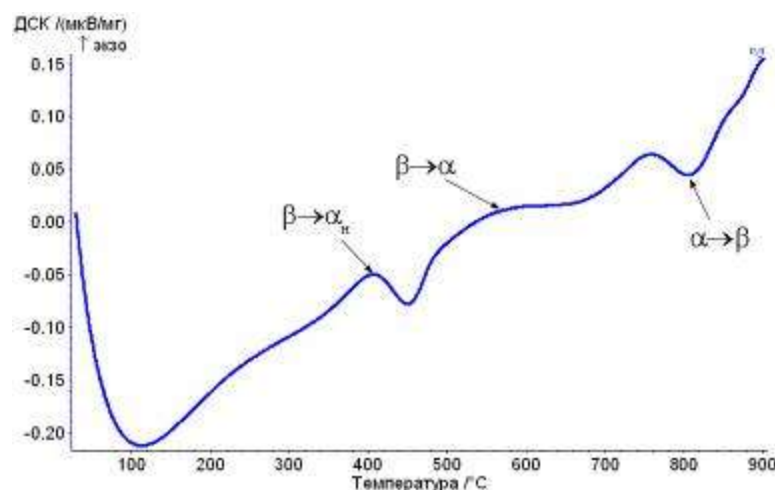


Рисунок 1. Термограмма нагрева сплава ВТ16, закаленного с $T_3 = 725$ °С

При повышении температуры закалки до 775 °С высокотемпературный β -твердый раствор обедняется по легирующим элементам и при ускоренном охлаждении претерпевает превращение с образованием α'' -мартенсита. В результате на термограмме, снятой с образцов закаленных от 775, 800, 825 °С в

низкотемпературной области наблюдается отчетливый эндоэффект, связанный с протеканием обратного мартенситного превращения $\alpha'' \rightarrow \beta$ (рис. 2). Температура начала обратного мартенситного $\alpha'' \rightarrow \beta$ -превращения, по данным РСФА соответствует 200 °С. Следует отметить, что низкотемпературный эндоэффект распада β -фазы, который накладывается на обратное $\alpha \rightarrow \beta$ -превращение, не удастся четко выделить.

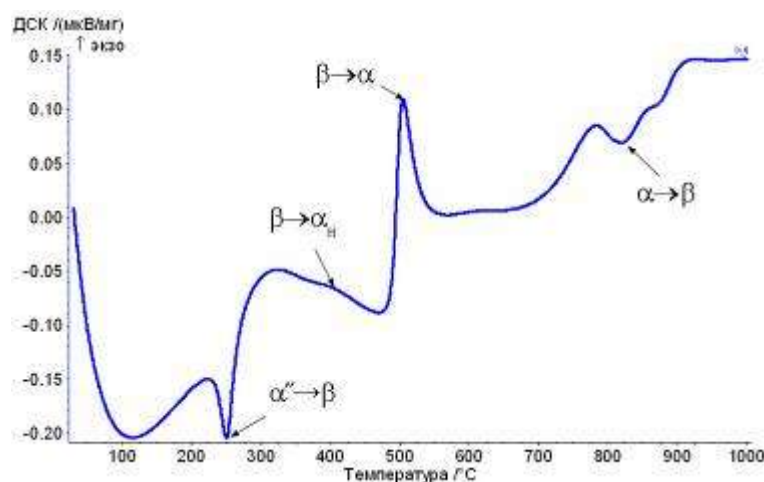


Рисунок 2. Термограмма нагрева сплава ВТ16, закаленного с $T_3 = 800$ °С

Характер кривой ДСК при нагреве в сплаве с $T_3 = 875$ °С сходен с термограммой с $T_3 = 850$ °С представленной на рис.3. Наблюдаемые эффекты на кривой претерпевают значительные изменения в области температур распада метастабильных фаз по сравнению с закалкой от 775, 800 и 825 °С (рис. 1,2).

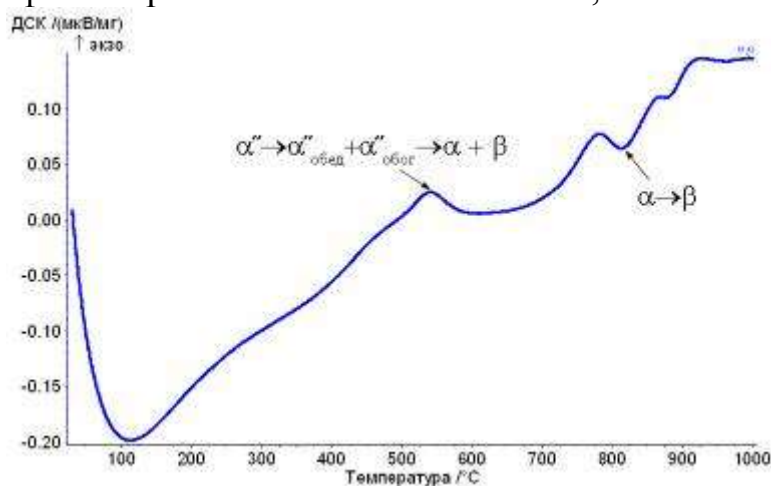


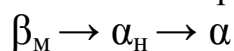
Рисунок 3. Термограмма нагрева сплава ВТ16, закаленного с $T_3 = 850$ °С

Отличие заключается в отсутствии низкотемпературного эндоэффекта, связанного с обратным $\alpha \rightarrow \beta$ -превращением и слиянием низкотемпературного и высокотемпературного экзоэффектов. Об этом свидетельствует присутствие

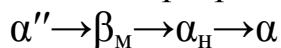
«горба» в низкотемпературной области экзоэффекта и его широкий температурный интервал – 400...600 (650) °С.

Изменение протекания распада метастабильных фаз по сравнению с закалкой 800, 825 °С возможно связано с двумя факторами. Во-первых, после закалки в структуре фиксируется α -мартенсит без остаточной β -фазы, и протекание обратного $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения затруднено. Во-вторых, из-за того, что повышение температуры закалки способствует дополнительному повышению M_n , то в ходе охлаждения до комнатной температуры α -мартенсит может испытывать самоотпуск и снятие возникающих при превращении напряжений, что повышает его стабильность.

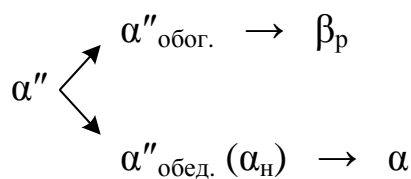
Предложены схемы распада метастабильных фаз при нагреве закаленного с различных температур сплава ВТ16. Распад метастабильной β -фазы, полученной закалкой от 700...750 °С можно представить следующей схемой:



При температурах закалки 775...825 °С превращения идут по схеме:



При температурах закалки 850...875 °С превращения протекает по схеме:



Работа выполнена в рамках целевой программы Министерства образования и науки РФ

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ВЫСОКОПРОЧНОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПРИ ДВОЙНОМ СТАРЕНИИ

*Нарыгина И.В., Колосова Е.В., Буслеева Ю.Е.,
Белослудцева Е.С., Копанева О.С.*

Руководитель - доц., к.т.н. Илларионов А.Г.

УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, г.Екатеринбург
narygina_iv@mail.ru

Двухфазные ($\alpha+\beta$)-сплавы переходного класса являются широко используемыми в различных областях промышленности материалами на основе титана благодаря возможности получения высокого уровня свойств методами термической обработки.

Актуальность проведения операции двойного старения в титановых сплавах состоит в формировании мелкодисперсных и однородно распределенных в структуре выделений вторых фаз, обеспечивающих значительное упрочнение сплава, при низкотемпературном старении, и зарождении α -фазы по межфазным границам, созданным на первой ступени старения, на второй ступени старения, способствуя равномерному распределению упрочняющей α -фазы по телу зерна, обеспечивая повышенную пластичность при незначительном снижении прочности. Однако для сплавов данного класса исследований в таком направлении проведено ограничено.

В настоящей работе процессы выделения вторых фаз при различных режимах двойного старения и формирование комплекса механических свойств в сплаве ВТ22 изучали на горячекатаных в $\alpha+\beta$ - ($T_{\text{пп}} - 30^\circ\text{C}$) и β -области ($T_{\text{пп}} + 30^\circ\text{C}$) прутковых полуфабрикатах $\varnothing 15$ мм, полученных по промышленной технологии на ОАО «Корпорации ВСМПО-АВИСМА», схема термической обработки которых заключалась в высокотемпературном нагреве до 830°C , выдержке 1 час с охлаждением на воздухе и последующем старении при температурах первой ступени 450°C , 500°C , 550°C с выдержкой 8 часов и при температурах второй ступени 550°C , 600°C , 650°C с выдержками 15 минут, 30 минут и 1 час.

Установлено, что высокотемпературная выдержка при 830°C не приводит к изменению зеренной структуры горячекатаных в β -области прутков (динамически рекристаллизованная структура), но способствует активному протеканию процессов полигонизации в прутках, горячекатаных в ($\alpha+\beta$)-области, с формированием субзерен размером ~ 5 мкм.

Определено, что проведение старения сплава по первой ступени при температуре 450°C в течение 8 часов приводит к распаду метастабильного β -твердого раствора с формированием в β -матрице дисперсных выделений вторичной α -фазы, имеющих значительные ромбические искажения кристаллической решетки и приводящие к эффективному упрочнению сплава,

но с очень низкими значениями пластичности ($\sigma_B \sim 1740$ МПа и $\delta \sim 1,1$ %; $\sigma_B \sim 1655$ МПа и $\delta \sim 2,5$ % для закаленных горячекатаных в β - и $\alpha+\beta$ -области прутков соответственно).

Повышение температуры первой ступени старения до 500°C и выше вследствие ускорения диффузионных процессов вызывает активизацию распада метастабильного β -твердого раствора с выделением более крупных частиц вторичной α -фазы с меньшими ромбическими искажениями кристаллической решетки при 500°C и полным их снятием при 550°C , способствуя постепенному снижению эффекта упрочнения сплава от старения.

Рост прочностных свойств при старении 550°C является менее значительным, по сравнению со старением при температурах 450°C и 500°C , то для проведения дальнейшей обработки такой режим низкотемпературного старения является не рациональным.

Проведение двойного старения сплавов при варьировании как параметров низкотемпературного, так и параметров высокотемпературного старения обеспечило реализацию в сплаве различного уровня механических свойств ($\sigma_B \sim 1295...1510$ МПа и $\delta \sim 4,4...9,6$ %; $\sigma_B \sim 1250...1450$ МПа и $\delta \sim 7,3...11,3$ % для закаленных горячекатаных в β - и $\alpha+\beta$ -области прутков соответственно).

Показано, что уровень вязкопластических характеристик после двойного старения горячекатаных в β -области прутков ниже, чем для прутков, горячекатаных в $\alpha+\beta$ -области, вследствие крупнозернистой структуры и наличия α -оторочки по границам зерен в исходном состоянии.

Наиболее оптимальным режимом термической обработки прутков, горячекатаных в $\alpha+\beta$ -области, выбран режим после закалки с 830°C , с выдержкой 1 час на воздухе и последующего двойного старения: первая ступень – при 500°C в течение 8 часов; вторая ступень 600°C в течение 1 часа, обеспечивающий в сплаве реализацию следующего комплекса механических свойств $\sigma_B \sim 1450$ МПа, $\delta \sim 8$ %, $KCU \sim 0,32$ Дж/мм².

Работа выполнена в рамках целевой программы Министерства образования и науки РФ

СЕКЦИЯ 3. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЛЕГКИЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ. НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ: ПОЛУЧЕНИЕ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО АКТИВИРОВАНИЯ НА СВС В СИСТЕМЕ Ti-SiC-C

Шкодич Н.Ф.

Руководитель – проф., д.ф.-м.н. Рогачев А.С.

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г.

Черноголовка

N.F.Shkodich@mail.ru

На всём протяжении развития материаловедения существовала проблема создания материалов с лучшими механическими и трибологическими характеристиками, так как они являются основным фактором, способствующим развитию науки и техники. Композиционные материалы со слоистой структурой в настоящее время являются наиболее приемлемой альтернативой высокотемпературным металлическим сплавам.

Создание материалов с микрокристаллической структурой, обладающих высоконеравновесным состоянием, также позволит повысить их удельные характеристики. Являясь одним из наиболее простых с точки зрения аппаратного оформления методов воздействия на СВС, предварительная механическая активация может служить эффективным средством, позволяющим целенаправленно влиять на структурное состояние реакционной шихты и параметры СВС, обеспечивая тем самым возможность регулирования механизмов фазо- и структурообразования материалов в процессе синтеза.

В качестве объекта исследования была выбрана система Ti-SiC-C. Шихтовая смесь готовилась на основе титана, карбида кремния и углерода (графит) в заданном стехиометрическом соотношении согласно реакции:



Смеси $3\text{Ti} + \text{SiC} + \text{C}$ приготавливалась сухим смешением исходных компонентов в требуемых весовых пропорциях в фарфоровых ступках. Предварительную механическую активацию реакционных смесей проводили в шаровой планетарной мельнице АГО-2 с водяным охлаждением в среде аргона (центростремительное ускорение шаров 90g). Данные составы в заданных массовых соотношениях загружались в барабаны мельницы вместе с измельчающими телами. Шихта подвергалась обработке при соотношениях

масс шаров (Ш) и материала (М) Ш : М = 20:1. Продолжительность помола составляла 20 секунд, 40 секунд, 1, 3, 6, 9, 12, 15, 20, 25, 30 минут.

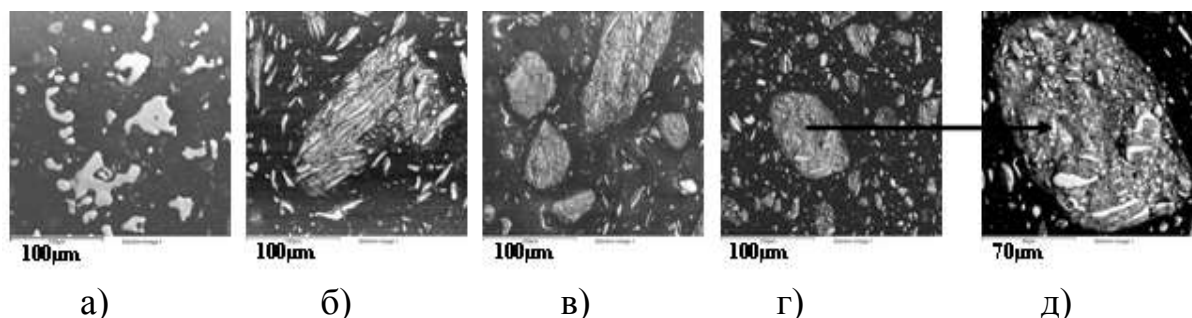


Рисунок 1. Микроструктура реакционной смеси $3\text{Ti} + \text{SiC} + \text{C}$ в процессе механической активации:

а) 0 минут, б) 3 минуты, в) 9 минут, г) и д) 20 минут

На ранних временах механической активации (рисунок 1) происходит образование отдельных агломератов, композитных частиц, причем их распределение в смеси $3\text{Ti} + \text{SiC} + \text{C}$ не равномерно по всему объему. Дальнейшая активация приводит к росту, ранее образовавшихся композитных частиц и одновременно уменьшению содержания частиц исходных компонентов, затем происходит дробление образовавшихся кластеров на более мелкие.

Продукты из активированных смесей $3\text{Ti} + \text{SiC} + \text{C}$ получали методом СВС. Экспериментальные исследования температуры и скорости горения проводились в камере постоянного давления в атмосфере аргона при давлении 1 атм. На ранних временах механической активации наблюдалось увеличение скорости горения смеси. После трех минут активации скорость горения стремительно уменьшалась и к 9ти минутам составила 0,22 см/с. После 12ти минут активации образец поджечь не удалось. С увеличением времени механической активации наблюдалось уменьшение температуры горения с 1698 °С (для неактивированного образца) до 1330 °С (для образца, активированного 12 минут).

Экспериментальное исследование структурных характеристик активированных порошков, а также их СВС-продуктов были выполнены методом рентгеноструктурного анализа в Университете Эрланген-Нюрнберг на кафедре кристаллографии и структурной физики (Германия, Эрланген).

Прецизионные дифракционные исследования активированных порошков выполняли в $\text{CuK}\alpha 1$ -излучении на автоматизированном Huber Guinier дифрактометре. Измерения проводили при напряжении в трубке 40 кВ и токе 30 мА в режиме пошагового сканирования с $\Delta(2\theta) = 0,02^\circ$ и в интервале углов 2θ от 8 до 90° . Полуширину функции разрешения прибора определяли в специальном эксперименте на стандартном (NIST Standart Reference Powder 660a) порошкообразном образце гексаборида лантана LaB_6 .

Интенсивность дифракционных пиков Ti с увеличением времени механической активации уменьшается и происходит их уширение. Дифракционные рефлексы, соответствующие SiC и C с увеличением времени активации стремительно уширяются и уже после непродолжительной механической активации интенсивности пиков SiC и C были сравнимы с уровнем фона. Данное явление свидетельствует о разрушении кристаллической структуры карбида кремния и аморфизации углерода в процессе механической активации.

Уточнение кристаллической структуры Ti + SiC + C обеспечивалось применением метода Ритвельда, основанный на нахождении степени соответствия между измеренной и теоретической дифрактограммой, вычисленной по модели предполагаемой структуры. Вычисление (уточнение) параметров кристаллической решетки – межплоскостных расстояний и углов между атомными плоскостями исследуемого кристаллического вещества проводилось с использованием статистических моделей.

Методом полнопрофильного анализа (метод Ритвельда) с помощью программы «FullProf» были определены размеры кристаллитов и величина микронапряжений в активированных образцах и продуктах реакций.

Установлено, что с увеличением времени активации размер частиц Ti в смеси 3Ti+SiC+C уменьшался в несколько раз и уже после 9ти минут активации составил приблизительно 50 нм. Изменение величины внутренних напряжений в смеси Ti + BN носило обратный характер.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ № 10-03-00217-а.

ПРОТОТИПИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ТАБЛЕТИРОВАННЫХ БРИКЕТОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Курганова Мария Владимировна

Руководитель – проф., д.т.н. Курганова Юлия Анатольевна

ГОУ ВПО Ульяновский государственный технический университет,
г. Ульяновск, mawa.ku@mail.ru

Анализ методов получения дисперсно-упрочненных композиционных материалов показал перспективный способ получения литых дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов методом таблетированных брикетов. Для разработки технологии получения композиционных материалов необходимо установление влияния технологических параметров процесса изготовления таблетированных брикетов на структуру и свойства.

Составы смесей и условия их прессования выбирают на основе экспериментальных данных, которые в значительной степени влияют на оцениваемые технологические свойства. Исходными данными при этом являются составы порошков, соответственно № 1 и № 2, представленные в таблице 1 и масса навесок.

С целью выявления значимости влияния различных факторов в работе был спланирован и проведен эксперимент. По результатам проведенного эксперимента будут оценены технологические свойства порошков, такие как насыпная плотность и прессуемость.

Полученные результаты позволили оценить влияние рассматриваемых факторов на получение заготовки. Изменением количественного состава наполнителя, обеспечивается формирование брикета. Получение заданной плотности осуществляется подбором значений усилия и состава дополнительных компонентов.

Анализ проведенной работы позволил оптимизировать режимы и основные зависимости и положения теории формирования композиционных таблетированных брикетов.

Результаты продемонстрированы в табл. 1.

Основные выводы:







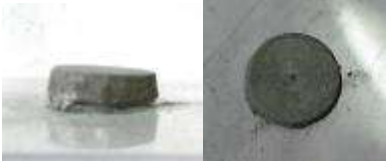



1. Повышение концентрации армирующего компонента после 60 % влечет за собой резкое увеличение усилий прессования, что снижает стойкость оснастки по причине внедрения частиц в тело матрицы и пуансона (сталь Х12М, закаленная на 60...65 HRC) и выхода из строя приспособления.

2. Чем выше концентрация армирующего компонента, тем выше усилия прессования.

3. Чем выше плотность порошковой смеси, тем выше усилия прессования.

4. Усилие прессования должно быть минимальным с целью обеспечения полноценного распускания полуфабриката в расплаве и достаточным для формирования компактности брикета.

Таблица 1

№ эксп.	Состав	
	№ 1 SiC – 25 %; Al + 35 % Mg – 70 % ZnO – 5 %; C – 0,1 г	№ 2 SiC – 50 %; Al + 35 % Mg – 45 % ZnO – 5 %; C – 0,1 г
1	 <p> $D \times H = 15 \text{ мм} \times 7 \text{ мм}$; $V = 1,6485 \text{ см}^3$; $m = 3,11 \text{ г}$; $\rho = 1,8866 \text{ г/см}^3$ $J = 62 \text{ т.с.} \rightarrow 17 \text{ т.с.}$; </p>	 <p> $D \times H = 15 \text{ мм} \times 5/6 \text{ мм}$; $V = 0,971 \text{ см}^3$; $m = 2,33 \text{ г}$; $\rho = 2,3996 \text{ г/см}^3$ $J = 55 \text{ т.с.} \rightarrow 10 \text{ т.с.}$; </p>
2	 <p> $D \times H = 15 \text{ мм} \times 5 \text{ мм}$; $V = 1,236 \text{ см}^3$; $m = 2,37 \text{ г}$; $\rho = 1,9175 \text{ г/см}^3$ $J = 51 \text{ т.с.} \rightarrow 10 \text{ т.с.}$; </p>	 <p> $D \times H = 15 \text{ мм} \times 5/4 \text{ мм}$; $V = 0,795 \text{ см}^3$; $m = 2,14 \text{ г}$; $\rho = 2,6918 \text{ г/см}^3$ $J = 61 \text{ т.с.} \rightarrow 13 \text{ т.с.}$; </p>
3	 <p> $D \times H = 15 \text{ мм} \times 5 \text{ мм}$; $V = 0,883 \text{ см}^3$; $m = 2,07 \text{ г}$; $\rho = 2,3443 \text{ г/см}^3$ $J = 55 \text{ т.с.} \rightarrow 10 \text{ т.с.}$; </p>	 <p> $D \times H = 15 \text{ мм} \times 4/3 \text{ мм}$; $V = 0,618 \text{ см}^3$; $m = 1,38 \text{ г}$; $\rho = 2,233 \text{ г/см}^3$ $J = 55 \text{ т.с.} \rightarrow 7 \text{ т.с.}$; </p>
4	 <p> $D \times H = 15 \text{ мм} \times 5 \text{ мм}$; $V = 0,883 \text{ см}^3$; $m = 2,22 \text{ г}$; $\rho = 2,5142 \text{ г/см}^3$ $J = 52 \text{ т.с.} \rightarrow 12 \text{ т.с.}$; </p>	 <p> $D \times H = 15 \text{ мм} \times 4/3 \text{ мм}$; $V = 0,618 \text{ см}^3$; $m = 1,87 \text{ г}$; $\rho = 3,0259 \text{ г/см}^3$ $J = 56 \text{ т.с.} \rightarrow 10 \text{ т.с.}$; </p>
5	 <p> $D \times H = 15 \text{ мм} \times 3/4 \text{ мм}$; $V = 0,618 \text{ см}^3$; $m = 1,88 \text{ г}$; $\rho = 3,0421 \text{ г/см}^3$ $J = 54 \text{ т.с.} \rightarrow 11 \text{ т.с.}$; </p>	 <p> $D \times H = 15 \text{ мм} \times 3 \text{ мм}$; $V = 0,53 \text{ см}^3$; $m = 1,86 \text{ г}$; $\rho = 3,5094 \text{ г/см}^3$ $J = 54 \text{ т.с.} \rightarrow 6 \text{ т.с.}$; </p>

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОВ НАКОПЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ С ЦЕЛЬЮ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ИХ СТРУКТУРЫ

Габун Н.В.

Руководитель – к.т.н. Потанов А.И.

Уральский государственный технический университет,
г. Екатеринбург
potapov_ai@list.ru

Одним из путей получения в металлах и сплавах субмикроструктурной и наноструктуры является интенсивная пластическая деформация (ИПД), осуществляемая при температурах не выше $0,3 T_{пл}$.

Для получения такой структуры необходима достаточно большая накопленная деформация. Общие требования к методам накопления пластической деформации (НПД) можно сформулировать в следующем виде:

1. Благоприятное напряженное состояние в деформируемом объеме (высокий уровень сжимающих напряжений), необходимое для повышения уровня пластичности материала, поскольку деформация осуществляется при низких температурах;
2. Возможность получения большой накопленной деформации до разрушения материала;
3. Равномерное распределение деформации по объему заготовки для получения однородной структуры;
4. Наличие больших сдвиговых деформаций, позволяющих в большей мере измельчать структуру металлов и сплавов;
5. Сохранение или незначительное уменьшение исходных размеров заготовки для расширения номенклатуры изделий из неё;
6. Технологичность и относительная простота реализации и управления процессом.

Одним из наиболее распространенным в исследовательской практике методом НПД является равноканальное угловое прессование (РКУП), разработанное Сегалом В.М. в 1975 г. (А.С. СССР 492780).

Способ заключается в проталкивании заготовки круглого или квадратного сечения через каналы того же размера, расположенные под углом $90...130^\circ$. При этом заготовка претерпевает чисто сдвиговую деформацию, величина которого определяется углом пересечения каналов. Для накопления деформации используют несколько (от 6 до 15) проходов – прессовок в зависимости от состава материала. Довольно равномерное распределение деформации в объеме заготовки достигается определенным «маршрутом» прессования.

В последние годы было разработано довольно много других способов ИПД. Среди них можно отметить прессование по схеме «песочные часы» (Патент РФ 1741960), кручение под давлением в составном контейнере (Патент РФ 2021064), АВС-деформация (Патент РФ 2202434), винтовая экструзия Я.И. Бейгельзимера, прессование с кручением М.В. Сегала и другие.

Заслуживает внимания способ пластического структурообразования описанный в патенте РФ 2189883, который заключается в чередовании хорошо известных и широко распространенных в практике двух операций: обратного выдавливания и прямого прессования. Способ достаточно прост в реализации, металл находится в состоянии объемного сжатия, позволяет после каждого цикла указанных прессовок получать заготовку исходных размеров, накапливая в ней деформацию. Схема процесса представлена на рис. 1.

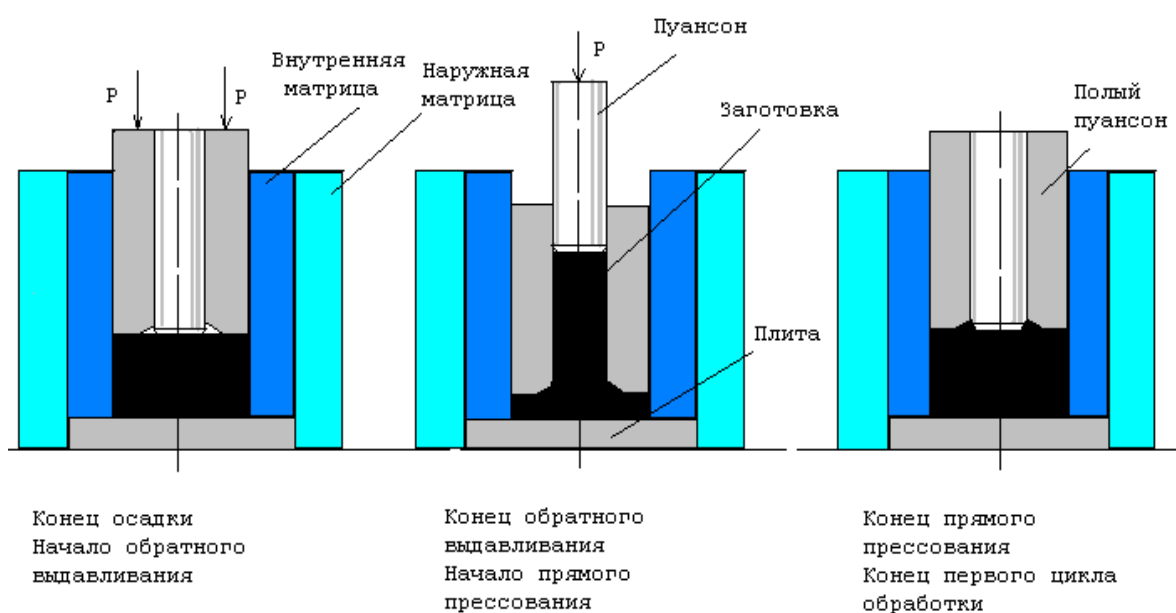


Рисунок 1. Схема процесса пластического структурообразования

Цель нашего исследования – качественно и количественно оценить характер и распределение деформации сдвига Λ по объему заготовок. С этой целью использовали слоистые заготовки из пластопарафина разных цветов. Для оценки величины деформации в плоскости их разреза наносили круговые ячейки, которые после каждого акта деформации измеряли на инструментальном микроскопе. Построены графики распределения величины Λ по объему заготовок. Установлено, что приемлемого достаточного равномерного распределения деформации можно достичь после двух (четырех и т.д.) циклов с переворотом заготовки.

В усовершенствование метода нами предложен метод обратного выдавливания и прямого прессования одновременно двумя пуансонами (рис. 2). Метод позволяет при тех же размерах исходной заготовки снизить усилие прессования и, как показало наше исследование по указанной выше методике,

получить более равномерное распределение деформации по объему заготовки за исключением приторцевых зон небольшой протяженности, которые при изготовлении деталей могут быть удалены без больших потерь металла.

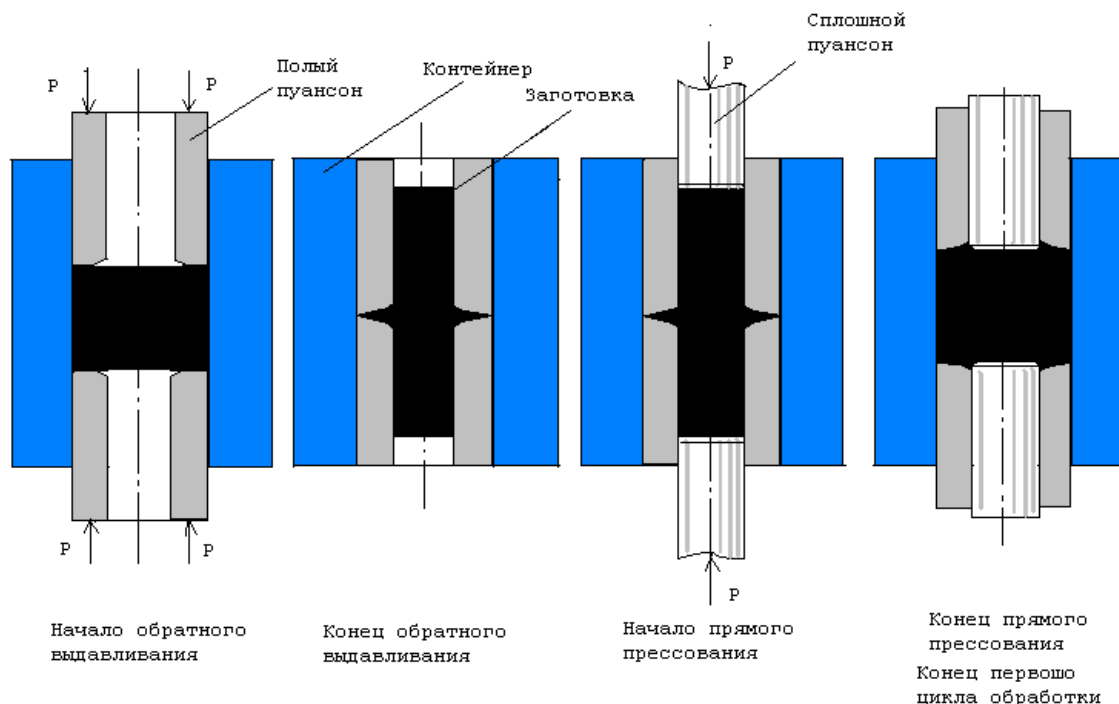


Рисунок 2. Метод обратного выдавливания и прямого прессования одновременно двумя пуансонами

Равномерность распределения деформации необходима для получения в заготовке равномерно мелкозернистой структуры металла. Метод может быть использован для накопления деформации в объеме заготовок из титановых, алюминиевых и других сплавов с целью измельчения их структуры и повышения механических свойств.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ НАНОКЛАСТЕРОВ

Болячкин А.С.

Руководитель – проф., д.ф.-м.н. Карькина Л.Е.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург

anton.bolyachkin@mail.ru

В последние годы растет интерес к изучению систем нанометрового масштаба, так как они обладают комплексом уникальных прочностных, пластических и др. свойств. Эти материалы находят в настоящее время широкое практическое применение, однако многие из удивительных свойств наночастиц не нашли в полном объеме своего объяснения. Причиной существования особых структурных состояний нанокластеров является существенная доля поверхностных атомов по отношению к полному числу атомов кластера. В результате реализуются структурные состояния, которые не характерны для массивного тела. В [1] показано, что для кластеров с числом атомов $N = 55$ основное состояние соответствует структуре икосаэдра (рис. 1,а). Учет химического взаимодействия показывает [2], что для Al_{55} икосаэдрическая и политетраэдрическая (рис. 1,б) конфигурации очень мало различаются по энергии. Еще одной важной особенностью таких систем является их высокая лабильность. В частности, этим объясняется явление динамического сосуществования фаз вблизи температуры плавления. Наличие многих локальных минимумов и относительно небольшие потенциальные барьеры между ними приводят к тому, что различные морфологические типы кластеров могут быть реализованы в зависимости от траектории нагрева и охлаждения. Существенное влияние на структуру может оказывать также наличие точечных дефектов, таких как вакансии, собственные и примесные межузельные атомы.

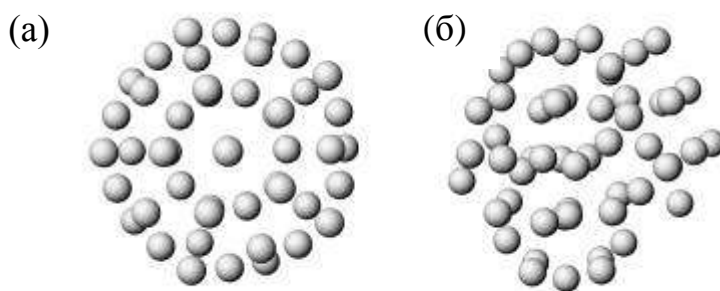


Рисунок 1. Структура икосаэдра Ni_{55} (а) и политетраэдра Al_{55} (б)

Структура нанокластеров с точечными дефектами изучалась методом молекулярной динамики МД при конечных температурах. Для расчетов методом МД был использован стандартный пакет программы XMD (v2.5.22) [3]. Нагрев кластеров проводился путем ступенчатого изменения температуры с шагом 20 градусов. Выдержка при заданной температуре составляла $\sim 2 \cdot 10^5$

шагов МД или 200пс (один шаг равен ~ 1 фс). В начальной конфигурации атомы занимали все координационные сферы вокруг фиксированного атома в соответствии с позициями ГЦК решетки (рис. 2,а). На рис. 2а, б выделена кристаллографически эквивалентная часть плоскости (001) кластера, в каждой атомной позиции которой помещалась вакансия. Изучалось также влияние пары Френкеля, расположенной в центре частицы, расстояние между вакансией и межузельным атомом составляло 1,5 параметра решетки.

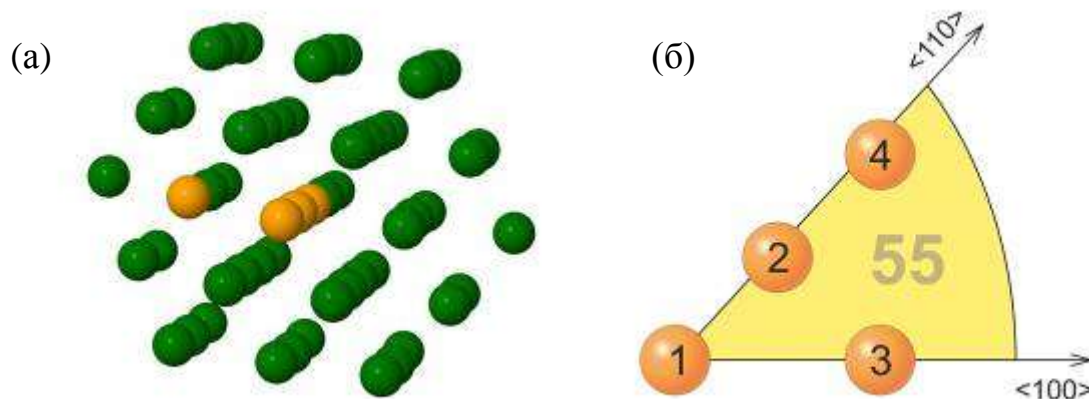


Рисунок 2. Начальная конфигурация кластера с числом атомов $N = 55$ (а), выделен атомный слой (б) с различным положением вакансий

На рис. 3,а...б представлены калориметрические кривые (изменение потенциальной энергии, приходящейся на один атом, в зависимости от температуры) для кластеров Ni_{55} и Al_{55} . В конфигурации без дефектов (кривая 1) при небольшом нагреве (до $T = 50$ К) энергия скачком понижается (отрезок аb на рис. 3), происходит перестройка ГЦК решетки в икосаэдрон (рис. 1,а). Икосаэдрическая конфигурация сохраняется вплоть до температуры плавления (отрезок bf на рис. 3,а, б), которая составляет величину порядка 0,7 от температуры плавления массивного материала (понижение температуры плавления при уменьшении размера кластера является характерной особенностью для всех металлов). При температуре T_m потенциальная энергия возрастает скачком, что свидетельствует о протекании фазового перехода 1-го рода.

Для кластеров с вакансией в центре частицы (позиция 1 на рис. 2,б) перестройка ГЦК решетки в икосаэдр происходит также при $T = 50$ К (кривая 2 на рис. 3,а...б). Радиальная симметрия решетки частицы при таком положении вакансии сохраняется, а в перестройке участвуют только некоторые из атомов, занимающих координационные сферы вблизи центрального атома. Впервые показано, что конфигурация с вакансией в центре является устойчивой вплоть до температуры плавления. Устойчивости такой конфигурации способствует релаксация внутренних напряжений, существующих в икосаэдрической конфигурации.

(а)

(б)

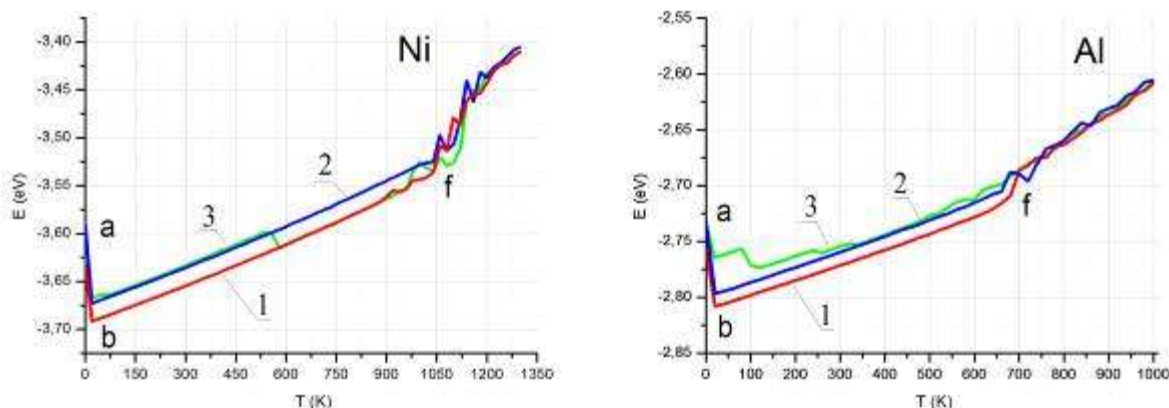


Рисунок 3. Калориметрические кривые Ni_{55} (а) и Al_{55} (б):
 кривая 1 – без вакансий; 2 – с вакансией в центре кристаллита;
 3 – с парой Френкеля

Миграция вакансии из положения 2 в позицию 4 (рис. 2,б) вдоль плотноупакованного направления происходит достаточно легко. В кластере Ni_{55} миграция наблюдается уже при $T = 0$ К в ГЦК структуре, в Al_{55} – при 240 К в конфигурации икосаэдра, в которой направление $\langle 110 \rangle$ переходит в ось симметрии 5-го порядка. Атомный порядок вдоль этой оси не значительно изменяется в процессе структурной перестройки.

Значительно более сложно обстоит ситуация с миграцией вакансии из положения 3. Атомы в ближайшем окружении вакансии испытывают значительные смещения в процессе структурной перестройки, поэтому формируется структура сильно искаженного икосаэдра. Такая структура релаксирует к правильной конфигурации икосаэдрона в несколько стадий и завершается только при достаточно высокой температуре.

Для кластера с парой Френкеля калориметрические кривые и характер структурных перестроек при нагреве существенно различаются (кривые 3 на рис. 3) для Ni_{55} и Al_{55} . Для кластера Ni_{55} в процессе образования икосаэдра пара Френкеля рекомбинирует и образуется правильный икосаэдрон. Для кластера Al_{55} потеря центральной симметрии при введении данного дефекта приводит к образованию политетраэдрической конфигурации (рис. 1,б) при нагреве до $T = 320$ К, которая сохраняется вплоть до температуры плавления.

1. S.Sugano, H.Koizumi. Microclaster // Physics. 1998. Springer-Verlag. Berlin. P. 236-370.
2. Ю.Н. Горностырев, И.Н. Карькин, М.И. Кацнельсон, А.В. Трефилов. ФММ. 2003. Т.96. №2. С.19-29.
3. Center for Materials Simulation. www.ims.uconn.edu/centers/simul/

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СПИНОДАЛЬНОГО РАСПАДА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ломаев С.Л.

Руководитель – доц., д.ф.-м.н. Васильев Л.С.

Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск

LomayevSt@bk.ru

Создание объемных материалов с наноструктурой является сложной технологической задачей, имеющей как практическое, так и фундаментальное значение. На данный момент основными являются два способа получения материалов с наноструктурой: интенсивная пластическая деформация и консолидация ультрадисперсных порошков. Применение данных методов имеет ряд недостатков связанных с их спецификой, в частности, один из недостатков – практическая сложность изготовления изделия достаточно крупных размеров.

Альтернативным способом получения материалов с наноструктурой может стать использование явления спинодального распада расслаивающихся твердых растворов. При этом способе параметры системы, такие как форма, размеры и расположение включений во многом будут определяться температурным режимом, при котором будет проходить спинодальный распад. Данный способ в силу своей относительной простоты будет обладать рядом преимуществ, в частности он позволит изготавливать большие по размеру изделия из ультрадисперсных материалов.

В монографиях [1, 2] приведено множество примеров возникновения гетерофазных наноструктур в процессе спинодального распада, особо интересны случаи, когда в структуре наблюдается периодическое распределение включений новой фазы. Устиновщиков [1] и Хачатурян [2] связывали возникновение периодических распределений включений с явлением модулированных K -структур, представляющих собой периодическое распределение концентрации примеси в метастабильном однофазном состоянии твердого раствора.

Температурой расслоения T_0 называют максимальную температуру, при сохранении которой в течение определенного времени однофазный твердый раствор претерпевает спинодальный распад на гетерофазную структуру. Если охлаждение материала в область температур ниже T_0 протекает с достаточно высокой скоростью (в сравнении с обычными диффузионными процессами распада в материале), то раствор не успевает претерпеть распад сразу при достижении T_0 . В этом случае однофазный раствор может быть переохлажден до некоторой температуры T (попасть в область заkritических температур). Такой сильно неравновесный твердый раствор будет вынужден выбирать некоторый высокоскоростной механизм релаксации к состояниям, которые могут вообще не существовать на диаграмме равновесных фазовых состояний.

Предполагается, что в подобных случаях под равновесной спинодалью зарождаются модулированные K -структуры.

В работе аналитическими методами найдено наиболее устойчивое (в термодинамическом смысле) состояние высокотемпературной фазы в закритической области ($T < T_0$). Также произведен расчет приближенного значения периода распределения примеси (модулированных K -структур):

$$k_c \approx \frac{\sqrt{2}}{r} \sqrt{\frac{T_0 - T}{T_0}} \quad (1)$$

где k_c – волновой вектор, определяющий период, r – межатомное расстояние в кристаллической решетке. Как видно, для определения зависимости периода модуляции k_c от температуры T , нам необходимо знать критическую температуру T_0 и величину r для данного материала. К сожалению, для многих материалов такие постоянные неизвестны. Но вид формулы (1) позволяет определить T_0 и r на основе экспериментальных данных, если для данного материала есть возможность на опыте измерить период модулированных K -структур при нескольких различных температурах распада T .

Качественно выводы данной теории подтверждаются многими экспериментальными данными [1], в частности, при понижении температуры переохлаждения T наблюдалось уменьшение периода модулированных K -структур.

Используемые литературные источники:

1. Устиновщиков Ю.И.. Выделение второй фазы в твёрдых растворах. -М: Наука, 1988.-С.170.
2. Хачатурян А.Г.. Теория фазовых превращений и структура твердых растворов. -М.:Наука, 1974.-С.384.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА Al – МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩАЯ СТАЛЬ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЖИДКОФАЗНОГО СОВМЕЩЕНИЯ

Цаплина Е.М., Шарапова В.А., Неймышев Е.В.

Руководитель – проф., д.т.н. Мальцева Л.А.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,
г. Екатеринбург, Россия, mla44@mail.ru

Композиционные материалы находят все большее применение в атомной энергетике, машино- и судостроении, космической и авиационной технике, благодаря этим материалам стал возможен новый качественный скачок в увеличении мощности двигателей. Обладая высокими удельными физико-механическими свойствами (прочностью, модулем упругости), композиционные материалы позволяют целенаправленно конструировать материалы под заданные условия эксплуатации. Важнейшей задачей является – существенное расширение областей применения композиционных материалов как наиболее перспективных материалов будущего, позволяющих получить максимальные значения удельных характеристик: прочности, жесткости, износостойкости и др.

Армирующие элементы и матричные сплавы должны быть доступны, а технологии их изготовления – легко реализуемы. Тогда станет возможным переход от ограниченного применения в специальной технике к широкому использованию этих материалов.

Применение композиционных материалов в настоящее время ограничено высокой стоимостью, связанной в основном со сложностью процесса их получения. Например, такие технологии получения композиционных материалов, как порошковая металлургия в основном многостадийны, длительны во времени и энергозатратны. Поэтому в последнее время внимание исследователей направлено на создание новых технологий, которые позволят сделать композиты более доступными материалами. К таким методам относятся *литейные технологии* получения композиционных материалов. Литейные композиционные материалы получают с помощью различных методов жидкофазного совмещения, когда отдельные элементы композита объединяются с использованием расплавленного жидкого металла (сплава), который после затвердевания связывает композит в единое целое.

К основным достоинствам литых композиционных материалов (ЛКМ) относится относительная простота их получения и возможность создания отливок практически любой геометрии. Поэтому разработка новых технологий получения литейных композиционных материалов с использованием принципиально новых методов является актуальной задачей.

Технический алюминий и его сплавы часто используют в качестве матриц композиционных материалов. Армирование матриц выполняют высокопрочной проволокой из коррозионностойких сталей – это наиболее распространенный

упрочнитель, используемый при создании конструкционных армированных материалов, работающих при температурах от -196°C до $+350^{\circ}\text{C}$. Преимущество проволоки из коррозионностойких сталей заключается в наличии пассивной поверхности, практически не вступающей во взаимодействие не только с атмосферой, но и с матричными материалами. Промышленностью освоен выпуск композита КАС, упрочненный стальной проволокой, полученной прокаткой между валками прокатного стана до компактного состояния.

В данной работе показана возможность получения ЛКМ с алюминиевой матрицей, армированного сеткой переплетения «столбик без накида», сплетенной из высокопрочной мартенситно-старееющей стали марки 03X12H8K5M2TЮ (ЗИ90-ВИ) диаметром 0,35 мм и ЛКМ с алюминиевой матрицей, упрочненного дискретными волокнами стали марки ЗИ90-ВИ диаметром 0,15 мм и размером 1...2 мм. В качестве матрицы использовали технически чистый литой алюминий, механические свойства которого составляли: $\sigma_B \sim 50 \text{ МПа}$, $\delta = 45 \%$, твердость 13...15 НВ. Проволока является наиболее экономичным и доступным армирующим материалом. Проволока из мартенситностареющих сталей, как известно, является теплостойкой до 400°C . После закалки сталь ЗИ90-ВИ (проволока $\varnothing 0,15 \text{ мм}$) имела следующие механические свойства: $\sigma_B = 950 \text{ МПа}$, $R_{\text{уэл}} = 55 \%$. Последующая холодная пластическая деформация приводит к дополнительному повышению прочностных и упругих свойств проволоки из данной стали. Однако основной прирост прочностных свойств в мартенситностареющей стали достигается в результате старения при температуре 500°C . Так, проволока из стали ЗИ90-ВИ на диаметрах 0,5 и ниже после деформации на 90 % и старения по оптимальному режиму обладает следующим уровнем механических свойств: $\sigma_B = 2600 \text{ МПа}$, $R_{\text{уэл}} = 50 \%$. Выше этой температуры при $550...600^{\circ}\text{C}$ начинается разупрочнение стали, связанное с процессами перестаривания и последующего $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Однако при кратковременном воздействии температуры (заливке сетки из мартенситностареющей стали жидким алюминием) эти стадии в полной мере не успевают протекать и в стали еще сохраняется высокопрочное состояние. В процессе работы были исследованы механические свойства полученных композиционных материалов.

Алюминиевая матрица, армированная проволокой из мартенситностареющей стали, по прочностным свойствам превосходит высокопрочные алюминиевые сплавы, имея при этом высокие значения удельной прочности и жесткости.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Пушин А.В.^{1,2}, Кунцевич Т.Э.^{1,2}, Попов А.А.¹, Пушин В.Г.^{1,2}

Руководитель – д.ф.-м.н. Пушин В.Г.

¹ Уральский федеральный университет им. Первого Президента РФ Б.Н.

Ельцина, Екатеринбург, Россия, avpushin@rambler.ru,

² Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Получены методом быстрой закалки из расплава (БЗР) в тонкую длинномерную ленту спиннингованием со скоростями охлаждения $10^5 \dots 10^6$ К/с и комплексно изучены двух- и трехкомпонентные сплавы на основе TiNi (легированные железом, кобальтом или медью). Исследования структуры выполняли методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Измеряли электросопротивление, прочностные и пластические свойства, эффекты памяти формы (ЭПФ) сплавов. Сплавы изучали в исходном литом состоянии, после БЗР и после отпуска по различным режимам. В сплавах Ti-Ni-Cu установлены интервалы легирования, обеспечивающие получение в БЗР-сплавах аморфного состояния, и режимы обработки (закалки и отжига), приводящие к формированию в них нано- (НК) или субмикроструктурных (СМК) состояний, а также термоупругих мартенситных переходов (ТМП). Показано, что в зависимости от химического состава, условий закалки и последующей термообработки в них могут быть реализованы высокопрочные и пластичные состояния. Существенным фактором для формирования высокодисперсной зеренной структуры в БЗР-сплавах в исходном состоянии является возможность подавления в них структурных и фазовых превращений при сверхбыстром затвердевании, а при последующей термообработке – наличие расслоения по химическому и фазовому составу, обеспечивающего действие барьерного эффекта при росте зерен B2-аустенита. Сплавы TiNi-TiFe, TiNi-TiCo и TiNi-TiCu (менее 25 ат. % Cu) с неограниченной растворимостью легирующих элементов наиболее трудно диспергируются при БЗР, хотя и в них удастся создать СМК зеренную структуру. Данные сплавы являются наименее прочными. Выявлено, что ТМП ($B2 \rightarrow R$, $B2 \rightarrow B19$, $B2 \rightarrow B19'$) и связанные с ними ЭПФ в БЗР-сплавах различных составов могут быть реализованы в широком температурном диапазоне (от криогенных температур до 450 К), отличаются узким гистерезисом, высокой степенью обратимости одно- и многократного ЭПФ. Исследованы особенности структурных механизмов ТМП в нано- и субмикроструктурных сплавах. Обнаружены смена механизма ТМП от поливариантного (многопакетного) к попарнодвойникованному (однопакетному), а затем к монокристаллическому мартенситу по мере измельчения зерна в интервалах ($\geq 0,5 \dots 1,0$ мкм; $0,1 \dots 0,5$ мкм; $\leq 0,1$ мкм) и размерный эффект (подавление ТМП в нанозернах размером менее $20 \dots 50$ нм).

СЕКЦИЯ 4. СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ И МАТЕРИАЛОВ

ВЛИЯНИЕ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ И УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT1-0

Труш В.С.

Руководитель - член-корреспондент НАН Украины, д.т.н. Федирко В.Н.
Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины, г. Львов,
Украина
tvsl981@list.ru

Титановые сплавы широко применяются как конструкционные материалы в химической промышленности, машиностроении, космической и авиационной технике. Однако некоторые природные физико-механические свойства (повышенная реакционная способность к взаимодействию с кислородом и азотом, низкий уровень усталостной прочности и долговечности) сужают спектр их использования. Одним из путей повышения работоспособности изделий из титановых сплавов является упрочнение поверхностных слоев металла различными методами.

В Физико-механическом институте им. Г.В. Карпенко НАН Украины предложена концепция инженерии поверхности титановых сплавов термодиффузионными методами. В рамках данной концепции разработан способ повышения усталостной прочности и долговечности α - и псевдо- α -сплавов титана путем регламентированного твердорастворного упрочнения (РТУ) поверхностного слоя металла из разреженной контролируемой кислородосодержащей газовой среды.

Цель данной работы - установить влияние РТУ поверхности на прочностные и усталостные характеристики титанового сплава VT1-0.

Для этого на образцах из сплава VT1-0 термодиффузионными методами были сформированы поверхностные газонасыщенные слои глубиной 30...60 мкм с разным уровнем упрочнения $100 \% > K > 5 \%$, который определяли по величине относительного прироста твердости поверхности $K = ((H^s_\mu - H^c_\mu)/H^c_\mu) \cdot 100 \%$, где: H^s_μ - твердость поверхности; H^c_μ - твердость сердцевины металла. Затем образцы подвергали испытаниям на прочность и усталость по различным схемам нагружения.

Для испытаний на изгиб с вращением и циклическое растяжение применяли цилиндрические образцы диаметром рабочей части 3,8 мм и 3 мм соответственно, а на малоцикловый чистый изгиб - плоские образцы с шириной рабочей части 3 мм, толщиной 1 мм. Испытание на замедленное разрушение

проводили на плоских образцах шириной 4 мм с V-образным концентратором глубиной 0,5 мм.

Согласно полученным результатам, РТУ в исследованном диапазоне не значительно влияет на кратковременную прочность σ_b и относительное удлинение δ сплава BT1-0 - изменение этих параметров относительно исходного не упрочненного состояния не превышает $\pm 4\%$ (рис. 1).

Усталостные характеристики более чувствительны к РТУ. С увеличением уровня РТУ K от 5 % до 50 %, предел усталости σ_{-1} сплава BT1-0 при испытаниях на изгиб с вращением возрастает от 250 МПа до 275 МПа. Максимального значения $\sigma_{-1} = 310$ МПа предел усталости достигает при $K = 70\%$. При дальнейшем упрочнении до $K = 90\%$ наблюдается снижение σ_{-1} до 280 МПа (рис. 2). Таким образом, наибольший относительный прирост предела усталости $\Delta\sigma_{-1}$, составляющий 35...38 %, для сплава BT1-0 достигнут при уровне упрочнения $K = 70\%$.

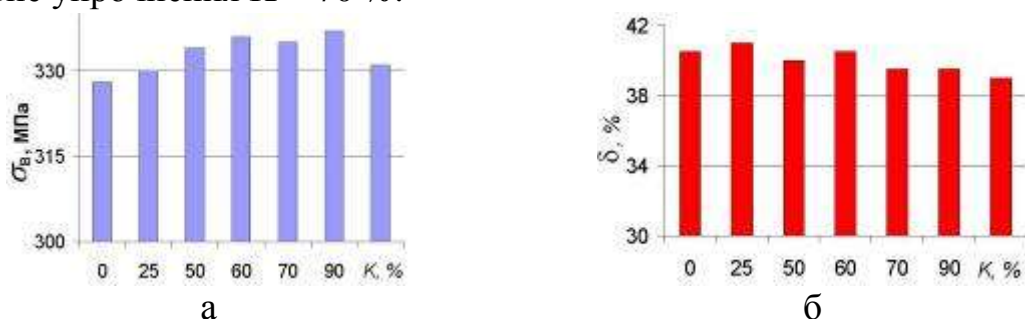


Рисунок 1. Зависимость кратковременной прочности σ_b (а) и относительного удлинения δ (б) титанового сплава BT1-0 от уровня РТУ поверхности K при глубине упрочненной зоны 45...50 мкм)

При испытаниях на малоцикловый чистый изгиб РТУ повышает усталостную долговечность титанового сплава BT1-0 на ~10...15 % (рис. 3). При циклическом растяжении образцов сплава BT1-0 ($\sigma_a = 250$ МПа), упрочненных на $K = 40\ldots 50\%$, количество циклов до разрушения возрастает на 100...120 % относительно исходного состояния (рис. 4).

Выявлено, что РТУ положительно влияет на свойства сплава BT1-0 при замедленном разрушении под статической нагрузкой. Так разрушающие напряжения для образцов с упрочненным на оптимальный уровень поверхностным слоем на 1000 ч базе испытаний возрастают на 7...10 %, т.е. такие образцы менее склонны к замедленному разрушению (рис. 5).

Согласно результатам рентгеновских исследований для всех уровней упрочнения образцов сплава BT1-0 характерны: деформация кристаллической решетки; измельчение субзеренной структуры; изменение знака сжимающих напряжений - по сравнению с исходным состоянием. Однако упрочнение на оптимальный уровень ($K = 70\%$, $l = 30$ мкм), способствует: наибольшей деформации кристаллической решетки металла; максимальному измельчению

его субзеренной структуры; достижению наивысшего уровня сжимающих напряжений.

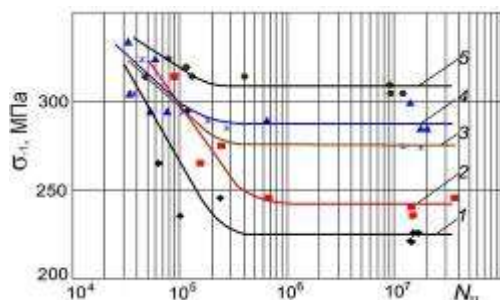


Рисунок 2. Кривые усталости (изгиб с вращением) сплава ВТ1-0 после РТУ: 1 – исходное состояние $K = 5 \%$; 1 = 5 мкм; 2 – 25 %; 30 мкм; 3 – 90 %; 30 мкм; 4 – 50 %; 30 мкм; 5 – 70 %; 30 мкм

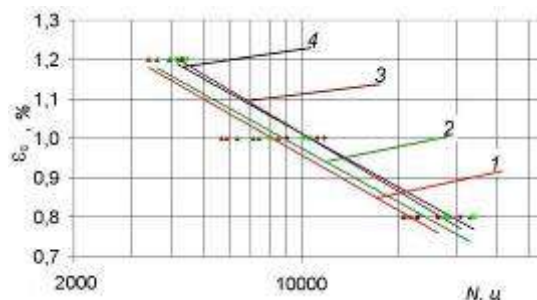


Рисунок 3. Кривые долговечности (малоцикловой чистый изгиб) сплава ВТ1-0 после РТУ: 1 – исходное состояние $K = 5 \%$; 2 – $K = 42 \%$; 3 – 93 %; 30 мкм; 4 – 110 %

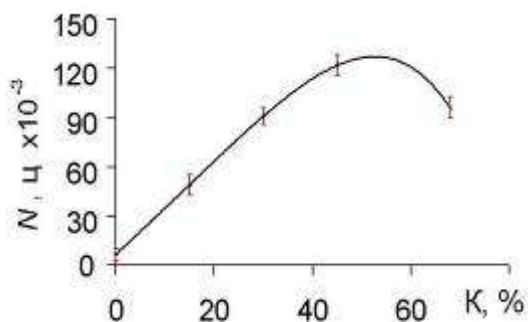


Рисунок 4. Зависимость количества циклов до разрушения сплава ВТ1-0 от уровня поверхностного упрочнения при циклическом растяжении ($\sigma_a = 340$ МПа)

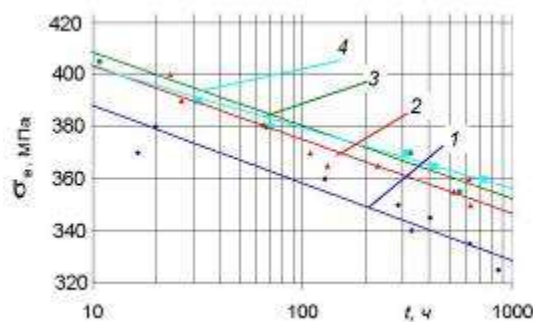


Рисунок 5. Зависимость разрушающих напряжений от времени их действия при испытаниях на статическое растяжение сплава ВТ1-0 после РТУ: 1 - $K = 5 \%$, 2 – $K = 42 \%$, 3 - $K = 93 \%$, 4 - $K = 110 \%$

Таким образом, РТУ термодиффузионным насыщением из газовой среды, практически не меняя прочность и пластичность титанового сплава ВТ1-0, можно достигнуть существенного повышения его усталостных характеристик при разных условиях нагружения и уменьшить склонность сплава к замедленному разрушению: при изгибе с вращением - предел усталости σ_{-1} возрастает на 35...38 %; при малоцикловом чистом изгибе усталостная долговечность увеличивается на $\sim 10...15 \%$; при циклическом растяжении ($\sigma_a = 0,75 \sigma_v$) - максимальное количество циклов до разрушения растет на 100...120 % относительно исходного состояния; максимальный прирост

разрушающего напряжения при замедленном разрушении под статической нагрузкой на базе 1000 ч составляет 7...10 %.

Необходимо также заметить, что метод РТУ термодиффузионным насыщением имеет ряд весомых преимуществ перед другими методами: возможность совмещать операции упрочнения поверхности изделий со штатной вакуумной термообработкой; обрабатывать изделия сложной формы без изменения их геометрии и размеров; расширить границы эксплуатационной пригодности изделий с газонасыщенными слоями; позволяет реализовать одновременно поверхностную и объемную обработку и может быть рекомендован как заключительная технологическая операция.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМА СТАРЕНИЯ ПРЕССОВАННЫХ ПРОФИЛЕЙ ИЗ СПЛАВА АД33

Первухин Е.В., студент

Руководитель – доц., к.т.н. Железняк Л.М.

ОАО КУМЗ, г. Каменск-Уральский

В последнее время значительно возрос объём заказов на поставку прессованных профилей из сплава АД33Т1, основным потребителем которых является ФГУП «Миасский машиностроительный завод», применяющий их для монтажа в качестве купольных крышек резервуарных конструкций.

Помимо разработки инструмента для операции прессования, одним из наиболее важных факторов является старение. Выбор оптимального режима старения позволяет получить необходимый уровень механических свойств изделия. Задача состояла в доработке и оптимизации технологического процесса изготовления профиля для получения заданных механических свойств и удовлетворения требований заказчика.

Анализируя механические свойства, полученные после термообработки образцов в лабораторных условиях, можно отметить, что наиболее высокий их уровень получен при старении образцов по серийному режиму: $T = 175 \pm 5^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{выд}} = 10$ ч. Наиболее низкие механические свойства получены при режиме: $T = 182 \pm 5^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{выд}} = 3$ ч – $\sigma_{\text{в}}$ ниже требуемого по нормали; $\sigma_{\text{в}}$ – соответствовал нормали, но находится близко к нижнему пределу. Значения δ – очень высокие. Низкие прочностные характеристики (особенно, когда значения $\sigma_{0,2}$, приближены к $\sigma_{\text{в}}$) при высокой величине δ свидетельствуют о неоднородности структуры. Действительно, при исследовании макроструктуры на всех партиях, состаренных по режиму $T = 182 \pm 5^\circ\text{C}$, $\tau = 3$ ч, наблюдалось крупное зерно. На профилях, состаренных по режиму $T = 190^\circ\text{C}$, $\tau = 4$ ч, получены удовлетворительные значения $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{0,2}$ и самые низкие значения δ .

При неравновесной кристаллизации сплава АД33, помимо первичных α - кристаллов, обнаружена эвтектическая составляющая – двойная эвтектика $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$. Она имеет вырожденное строение, её мало и металлографически она выявляется как включения силицида магния Mg_2Si , который является основной упрочняющей фазой сплава АД33.

Считается, что небольшая добавка меди (в среднем 0,25 %) полностью находится в α - растворе, а примесь железа допускается в значительных количествах (до 0,7 %) и образует железистую фазу FeAl или, вероятнее, одну из тройных фаз – α (Al-Fe-Si) (при отношении Fe:Si > 1) или β (Al-Fe-Si) (при Fe:Si < 1). Небольшая добавка хрома (0,25 %) частично находится в α -растворе, а частично – в железистой фазе, которую часто обозначают как (Al, Cr, Fe, Si). Титан выполняет роль модификатора. В структуре горячедеформированных и закаленных полуфабрикатов включения Mg_2Si не обнаруживаются, так как они полностью переходят в α -раствор.

Нерастворимая железистая фаза дробится при деформации и выявляется в виде мелких частиц. В процессе старения происходит выделение из твердого раствора Mg_2Si . При первоначальном режиме старения ($T = 175 \pm 5^\circ C$, 10 ч) частицы Mg_2Si выделяются в небольшом количестве – не хватает энергии, а благодаря длительной выдержке происходит значительный рост объема каждой частицы. В процессе пластической деформации дислокации обтекают частицы Mg_2Si , заметного упрочнения не наблюдается и, как следствие, - высокие значения δ , значительно превышающие заданные по нормали.

При старении профилей при $T = 190^\circ C$ и $\tau = 4$ ч происходит значительное выделение частиц Mg_2Si , но в связи с небольшой выдержкой заметного роста этих частиц не происходит, и при последующей деформации не обтекают их, а останавливаются. За счет этого происходит рост прочности и значительное снижение δ .

На всех профилях макроструктура имеет крупное зерно, поэтому при последующих плавках необходимо повысить содержание Ti до верхнего предела по НД. В исследуемых плавках содержание Ti составило 0,4...0,7 %, а так как он является эффективным модификатором, то его высокое содержание приведет к уменьшению размера зерна. В заключение выделим следующее.

1. Повышение температурных параметров прессования не показывает существенного влияния на механические свойства профилей.

2. Режим старения, принятый для сплавов 6061 и 6082: $T = 182 \pm 5^\circ C$, $\tau_{\text{выд}} = 3$ ч, нельзя использовать для профилей сплава АД33, т.к. полученные значения механических свойств ниже требуемых по нормали.

3. Значения σ_b и $\sigma_{0,2}$, полученные при старении по режимам: $T = 175 \pm 5^\circ C$, $\tau_{\text{выд}} = 10$ ч и $T = 182 \pm 5^\circ C$, $\tau_{\text{выд}} = 5$ ч, соответствуют требуемым по нормали, значения δ превышают требуемые значения.

4. В результате сокращения времени старения профилей на 6 часов (с 10 до 4 ч) получена экономия электроэнергии в размере 2400 кВт·ч с каждой садки, загруженной на старение; сокращен цикл изготовления профилей.

ВЛИЯНИЕ ИОННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРЕН

Костенко Е.А.¹, Малышева С.П.²

¹Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, г. Уфа,
K-Kostenko@list.ru

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

Введение

В последние годы материалы с субмикроструктурной (СМК) структурой рассматриваются как перспективные конструкционные материалы, которые находят свое широкое применение в приоритетных отраслях авиационной промышленности, транспорте и энергетике, в частности для изготовления деталей силовых установок летательных аппаратов. Дополнительное повышение характеристик прочности, износостойкости поверхности и увеличение срока службы изделия достигается путем использования ионного модифицирования (ИМ) поверхности изделия [1]. В связи с этим, в данной работе исследовались механические характеристики образцов титанового сплава ВТ6 в различных размерах зерен и влияние на эти характеристики ионного модифицирования поверхности образцов.

Материал и методики исследований

В работе исследуется титановый сплав ВТ6 (6,5 % Al, 5,1 % V, 0,1 % Fe, 0,03 % Si). Для сравнения были взяты два типа микроструктур: СМК структура, полученная всесторонней изотермической ковкой, и микроструктурная (МК), полученная упрочняющей обработкой: закалка с температуры 945 °С и старение при 500 °С в течение 3 часов. Всесторонняя ковка включает в себя ряд последовательных операций осадки и протяжки при постепенном снижении температуры в интервале $T = 800..630$ °С со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} [2].

Ионное модифицирование предварительно полированной поверхности образцов в СМК и МК состоянии проводилось на ионно-плазменном ускорителе ВИТА в 2 этапа: первый - предварительная бомбардировка потоком низкоэнергетичных ионов аргона с энергией $E = 300$ эВ, доза облучения $D = 10^{19} \text{ см}^{-2}$ и плотность ионного тока $I = 5 \text{ мА/см}^2$; второй – имплантация низкоэнергетичных ионов азота при $E = 300$ эВ, $D = 2 \times 10^{19} \text{ см}^{-2}$ и $I = 20 \text{ мА/см}^2$. Имплантированные образцы отжигали в вакууме при остаточном давлении 10^{-3} МПа и температуре 540 °С в течение 2 часов для стабилизации структурно-фазового состояния поверхностного слоя и повышения жаростойкости [3].

Микроструктура образцов исследовалась с помощью оптического микроскопа «Axiovert - 100A» и просвечивающего электронного микроскопа JEM-2000EX. Механические свойства при растяжении измерялись на плоских образцах толщиной 1,5 мм на машине Instron при комнатной температуре.

Рентгеноструктурный анализ проводился на ДРОН-3. Микротвердость измеряли на микротвердомере Micromet 5101 (Buehler) при нагрузках: 10, 50, 100 и 300 гр.

Результаты исследования и их обсуждение

На рис. 1 представлена поверхность микрошлифов сплава ВТ6 после ионного модифицирования.

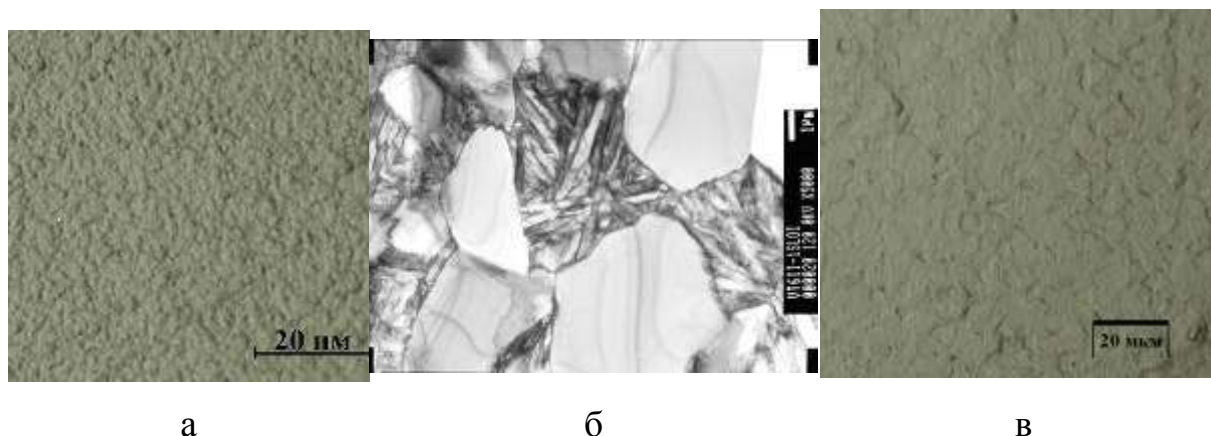


Рисунок 1. Микроструктура имплантированной поверхности сплава ВТ6 (а, б – СМК состояние; в – МК состояние)

Из рисунка 1 видно, что микроструктура однородная, представлена равноосными зёрнами размером 0,6 мкм в СМК состоянии и 8 мкм в МК состоянии. Тонкая микроструктуры сплава ВТ6 в СМК состоянии представлена на рисунке 1,б. Здесь наблюдаются две характерные области: область с пластинчатой структурой и область свободная от пластинчатых выделений. Фазовый состав имплантируемой поверхности, определенный с помощью рентгеноструктурного анализа показал, что в поверхностном слое имеется смесь фаз TiN с кубической решеткой и TiN_x с тетрагональной решеткой. Толщина этого слоя определялась по поперечному сечению образца и составляет ≈ 10 мкм. Согласно [1], при ионном модифицировании азотом сплава ВТ6 вначале происходит образование твердого раствора внедрения азота в α - и β -фазах титана, затем протекает инициированное азотом $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение с образованием на поверхности фаз нитридов титана.

На рис. 2 представлен график зависимости микротвердости поверхности сплава ВТ6 в при различных нагрузках на индентор.

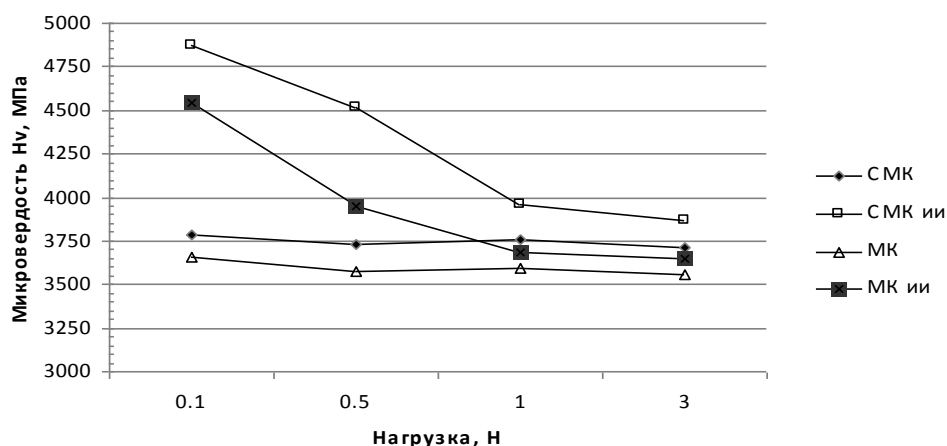


Рисунок 3. Микротвердость поверхности сплава ВТ6 при различных нагрузках на индентор

Из графика видно, что в исходных СМК и МК образцах величина нагрузки на индентор не влияет на значения микротвердости. В образцах после имплантации с увеличением нагрузки на индентор микротвердость уменьшается, что говорит о повышенных значениях микротвердости именно на поверхности образцов. Отметим, что ионное модифицирование значительно увеличивает прочность поверхности образцов как в СМК, так и в МК состоянии: в СМК состоянии микротвердость поверхности увеличилась на 1100 МПа, а в МК состоянии – на 900 МПа. Это связано с образованием на поверхности твердого раствора внедрения азота в α - и β -фазах титана и нитридов титана. В СМК сплаве наблюдается большее упрочнение, вероятно, из-за более глубокого проникновения азота в поверхностные слои.

В таблице 1 приведены механические свойства сплава ВТ6 в различных состояниях.

Таблица 1. Механические свойства титанового сплава ВТ6 в различных состояниях

Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %	δ , %
МК	1050	960	32	9
МК+ИМ	966	935	29	8
СМК	1300	1180	60	7
СМК+ИМ	1480	1245	50	7

Сплав с СМК структурой демонстрирует значения прочности на 250 МПа выше по сравнению с МК состоянием (табл. 1). Относительное удлинение в СМК состоянии несколько ниже, чем в МК, но, с другой стороны, относительное сужение СМК материала почти в 2 раза больше, чем МК сплава.

Ионное модифицирование дополнительно повышает прочность СМК сплава (табл. 1), хотя пластичность при этом несколько снижается.

Таким образом, ионное модифицирование оказывает благоприятное воздействие на соотношение прочностных и пластических свойств СМК сплава, приводя к увеличению прочности и сохранению на высоком уровне пластичности по сравнению с МК состоянием.

Список используемых источников:

1. Ю.В. Мартыненко. Эффекты дальнего действия при ионной имплантации // Итоги науки и техники. Серия: Пучки заряженных частиц и твердое тело. - М.: ВИНТИ. - 1993. - Т. 7. - С. 82 - 112.
2. Жеребцов С.В., Галеев Р.М., Валиахметов О.Р., Малышева С.П., Салищев Г.А., Мышляев М.М.. Формирование субмикроструктурной структуры в титановых сплавах интенсивной пластической деформацией и их механические свойства// КИП. 1999, № 7, с. 17-22.
3. Патент РФ № 2117073 МКИ⁶ С23С 14/48. Гусева М.И., Смыслов А.М., Сафин Э.В. и др. Способ модификации поверхности титановых сплавов. Опубликовано 10. 08. 98. Бюл . № 22.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛЫХ ДОБАВОК ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ НАГРЕВЕ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ АІ СПЛАВОВ

Рязанцева М.А.

Руководители – к.т.н. Солонин А.Н., проф., д.т.н. Портной В.К.

НИТУ «МИСиС», Москва

mariyaryaz@yandex.ru

В энергетике наблюдается интерес к термически стабильным алюминиевым сплавам, сочетающим высокую электропроводность и приемлемый уровень механических свойств при кратковременных нагревах до 250...300 °С.

Разупрочнение сплавов при кратковременных нагревах связано с протеканием рекристаллизации, поэтому необходимо, чтобы в составе сплавов для проводов присутствовали элементы, сдерживающие этот процесс, однако известно, что любое легирование значительно снижает электропроводность алюминия, поэтому все компоненты сплава должны вводиться в малых количествах.

Целью настоящей работы является исследование влияния легирующих элементов на изменение механических свойств при нагреве и электропроводность малолегированных алюминиевых сплавов, а также проведение сравнительного анализа свойств этих сплавов по отношению к применяемому в настоящее время сплаву АВЕ.

Выбор легирующих элементов проводился на основании ранее полученных данных о влиянии различных добавок на электропроводность и механические свойства чистого алюминия. Среди элементов, образующих с алюминием твердый раствор, был выбран магний, поскольку этот элемент хорошо растворим в алюминии, обеспечивает большой прирост прочности (на каждый ат. % 30...40 МПа) [1], при этом сохраняются приемлемые значения электропроводности.

В качестве малых добавок выбраны 4 элемента: Fe, Ti, Zr, Mn, которые при нагреве под горячую обработку давлением образуют алюминиды, эффективно тормозящие рекристаллизацию. Также элементы, вводимые в малых количествах, не должны образовывать соединений с магнием, поскольку при этом снижается эффект твердорастворного упрочнения и упрочняющая способность образующихся алюминидов. Были исследованы сплавы следующих составов: Al-0,3 %Mg-0,1 %Cr, Al-0,3 %Mg-0,2 %Cr, Al-0,3 %Mg-0,18 %Zr, Al-0,3 %Mg-0,35 %Zr, Al-0,3 %Mg-0,1 %Ti, Al-0,3 %Mg-0,2 %Ti, Al-0,3 %Mg-0,1 %Fe, Al-0,3 %Mg-0,2 %Fe, Al-0,3 %Mg-0,6 %Fe и Al-0,3 %Mg-0,2 %Fe.

В энергетике в настоящее время применяется для изготовления проводов сплав АВЕ (Al-0,5 %Mg-0,5 %Si-0,5 %Fe), который является термически упрочняемым, однако для производства проводов сплав также применяется и в холоднокатаном состоянии, поэтому этот сплав был выбран в качестве объекта, с которым проводили сравнение исследуемых сплавов по свойствам и результатам испытаний.

На образцах, изготовленных из холоднокатаных листов толщиной 2 мм, измеряли твердость по Виккерсу, результаты измерений представлены в виде гистограммы распределения значений твердости (рисунок 1,а).

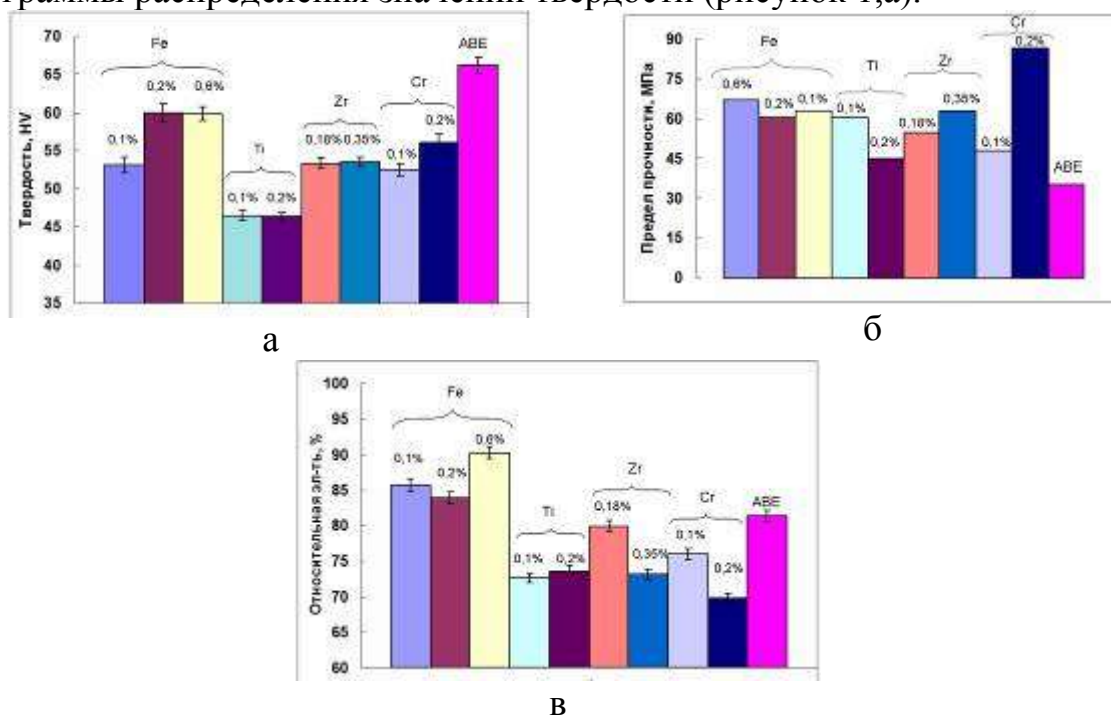


Рисунок 1:

- а – гистограмма распределения значений твердости образцов в холоднокатаном состоянии,
- б – гистограммы распределения значений предела прочности при испытаниях на одноосное растяжение при температуре 350 °С,
- в – гистограмма распределения значений электропроводности (относительно электропроводности алюминия А99)

Проводили сравнение поведения сплавов по результатам испытаний на одноосное растяжение при температуре 350 °С. Наибольший предел прочности у сплава Al-0,3 %Mg-0,2 %Cr (87 МПа, что в 2,5 раза выше, чем у АВЕ). Остальные сплавы обладают практически одинаковыми σ_b – 50...60 МПа. Это можно объяснить тем, что структура сплава, содержащего 0,2 % Cr является нерекристаллизованной за счет наличия более устойчивых алюминидов Cr. Структура сплава с 0,35 % Zr является также нерекристаллизованной. Такое действие Cr и Zr изучено [2, 3], и они используются как элементы-антирекристаллизаторы во многих промышленных алюминиевых сплавах.

Относительное удлинение сплавов находится в пределах 20...30 %, а АВЕ имеет относительное удлинение выше примерно в 1,5 раза, чем другие исследуемые сплавы. На рисунке 1, введена гистограмма распределения значений относительной электропроводности исследуемых сплавов. По сравнению с АВЕ сплавы Al-0,3 %Mg-0,1 %Fe, Al-0,3 %Mg-0,2 %Fe, Al-0,3 %Mg-0,6 %Fe имеют более высокую электропроводность (на 10 % выше по шкале относительной электропроводности), практически такой же как у АВЕ электропроводностью обладает сплав Al-0,3 %Mg-0,18 %Zr (порядка 75...80 %), а остальные сплавы имеют электропроводность на уровне 70 % по относительной шкале. Влияние концентрации легирующего элемента подчиняется общеизвестным закономерностям (с увеличением содержания циркония, титана электропроводность сплава резко снижалась).

Заключение

Наибольшими прочностными характеристиками при температуре 350 °C обладает сплав Al-0,3 %Mg-0,2 %Cr, предел прочности которого в 2,5 раза превышает предел прочности АВЕ. В сравнении с применяемым в настоящее время сплавом АВЕ сплавы Al-0,3 %Mg-0,1 %Fe, Al-0,3 %Mg-0,2 %Fe, Al-0,3 %Mg-0,6 %Fe обладают более высокой электропроводностью (по относительной шкале на 10 % выше). По общему комплексу свойств наилучшими показателями обладают сплавы Al-Mg с малыми добавками железа: относительная электропроводность – 90 %, предел прочности при 350 °C – 50 МПа и твердость 60 HV.

Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы.

Список используемых источников:

1. Металловедение т.2. Термическая обработка. Сплавы/ И. И. Новиков, В. С. Золоторевский, В. К. Портной и др.- М.: МИСИС, 2009.
2. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов/ В.И.Елагин, Б.А. Колачев и др.- М.: МИСИС, 1999.
3. Н.А. Белов, А.Н. Алабин, А.Ю. Прохоров. Влияние добавки циркония на прочность и электросопротивление холоднокатаных алюминиевых листов // Известие вузов. Цветная металлургия, 4 (2009), с. 42-47.

ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ β-ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-15Mo-5Zr-3Al МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СОЧЕТАНИИ С ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Медведев А.Е.

Руководитель – с.н.с., к.т.н. Семёнова И.П.

Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет

sshmedvedev@mail.ru

Титан и его сплавы широко применяются как конструкционные материалы во многих отраслях промышленности, в том числе и в автомобилестроении. Такая популярность объясняется, в первую очередь, малым удельным весом, высокими прочностными свойствами при отсутствии хладноломкости, наличием высокой коррозионной стойкости, даже в агрессивных средах [1]. Особый интерес вызывают β-титановые сплавы, которые, кроме того, отличаются хорошей технологичностью и деформируемостью [2]. Совокупность всех этих свойств позволяет использовать полуфабрикаты из β-титановых сплавов для изготовления различных деталей крепления в авиационной и автомобильной технике. Известно, что β-сплавы прекрасно упрочняются термической обработкой за счет распада метастабильной β-фазы при старении с выделением дисперсных частиц вторых фаз, в результате чего прочность может достигать уровня 1300...1400 МПа [3,4]. Однако сплавы с такой прочностью имеют ограниченное применение из-за пониженной пластичности, которая контролируется размером β-зерна, а также морфологией и распределением вторичных фаз. Известно, что одним из эффективных способов повышения механических свойств в металлах и сплавах является формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [5], а также применение наряду с этим термической обработки для дополнительного дисперсионного упрочнения.

В данной работе исследовалось влияние РКУ прессования, а также его комбинации с термической обработкой на структуру и механические свойства β-титанового сплава Ti-15Mo-5Zr-3Al.

Исследование микроструктуры проводилась методами растровой электронной микроскопии (РЭМ), механические свойства оценивались по результатам механических испытаний на растяжение, а также на основании значений микротвердости.

Обнаружено, что в состоянии поставки в структуре материала не выявляются границы β-зерен, видно большое количество линий течения (рис. 1) деформационного происхождения, что связано с технологией получения данных прутков. Прочность сплава составила 990 МПа при относительном удлинении 24 %.

На основании результатов реологических тестов, а также анализа литературных данных [6], были выбраны режимы деформационной и термической обработки. Результаты механических испытаний после различных режимов обработки представлены в таблице 1.

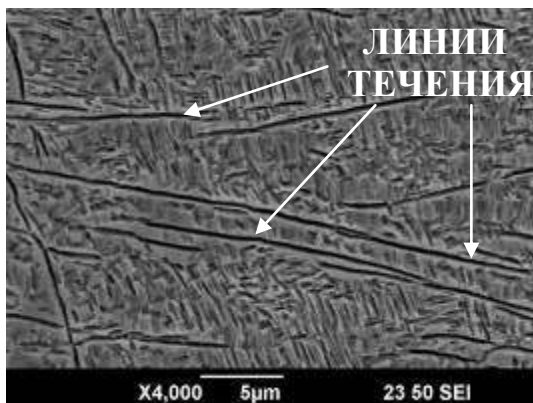


Рисунок 1. Микроструктура титанового сплава Ti-15Mo-5Zr-3Al в состоянии поставки

Применение РКУ прессования заготовок при 350 °С (до выделения ω -фазы) позволило повысить предел прочности до 1200 МПа (состояние 3 в табл. 1) с сохранением удовлетворительной пластичности, однако, последующее старение привело к заметному охрупчиванию материала (состояние 4), по-видимому, за счет выделения большой доли частиц вторичной α -фазы. Дополнительное старение при 600 °С в течение 1 часа привело к некоторому падению прочности и одновременному росту пластичности, по-видимому, вследствие увеличения размера частиц и уменьшения их объемной доли в результате коагуляции (состояние 5).

Поскольку режим термообработки сплава [4] подразумевает неполную закалку с температуры 735 °С с последующим старением при 500 °С в течение 16 часов, следующим этапом исследования стало изучение влияния температуры и времени выдержки при старении на микротвердость и структуру сплава после закалки с 735 °С и РКУ прессования (1 проход). Результаты представлены на рис. 2.

Из рис. 2 видно, что РКУП усиливает эффект старения сплава при более низкой температуре (450 °С) и меньшей продолжительности нагрева (8 часов). Максимальное значение микротвердости (5270 МПа) наблюдали в образцах после закалки с температуры 735 °С с последующим РКУ прессованием (1 проход) и старением при 450 °С в течение 8 часов. В результате структурных исследований было установлено, что после РКУП и старения значительно увеличивается объемная доля выделений частиц α -фазы и уменьшается их размер по сравнению со стандартным режимом термообработки. Это можно объяснить накоплением большого числа дефектов кристаллической решетки после РКУП, которые являются энергетически наиболее выгодным местом

выделений второй фазы. На рис. 3 видно влияние температуры старения РКУП-образцов (450 °С и 500 °С) при выдержке 8 часов на размер выделений вторичной α -фазы.

Таблица 1.

№ состояния	Состояние	Фазовый состав	HV, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
1	Поставки (СП)	β	3360	990	980	24
2	СП + Старение 500 °С 16 ч	$\beta + \alpha_{BT}$	4400	1400	1370	13
3	СП + РКУП 350 °С (1 пр.)	β	3740	1200	1170	12
4	СП + РКУП 350 °С (1 пр.) + старение 500 °С 16 ч	$\beta + \alpha_{BT}$	4590	1475	-	-
5	СП + РКУП 350 °С (1 пр.) + старение 500 °С 16 ч + старение 600 °С 1 ч	$\beta + \alpha_{BT}$	4060	1325	1320	10,5

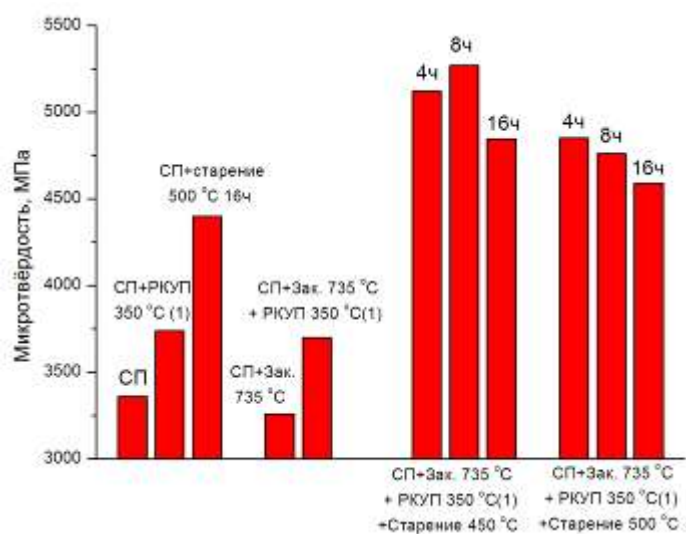


Рисунок 2. Зависимость микротвердости сплава от режима деформационной и термической обработки

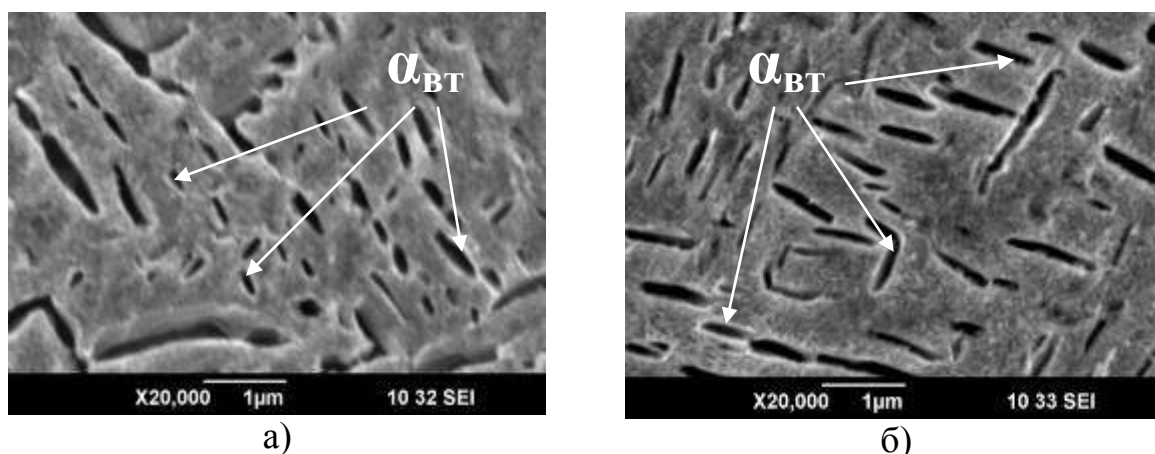


Рисунок 3. Микроструктура сплава Ti-15Mo-5Zr-3Al после закалки с 735 °С, последующего РКУ прессования при 350 °С (1 пр.) и старения в течение 8 ч при а) 450 °С, б) 500 °С

Таким образом, в данной работе показана принципиальная возможность достижения высоких механических свойств в β -сплаве Ti-15Mo-5Zr-3Al с использованием РКУП и последующего старения. При этом установлено, что эффект упрочнения при старении сплава после РКУП проявляется при более низких температурах, при этом достигаемая в сплаве прочности превышает прочность после обычной термообработки (закалка 735 °С + старение 500 °С 16 часов).

Список используемых источников:

1. Ю.А. Геллер, А.Г. Рахштадт Материаловедение, М.: Металлургия, 1989. 456 с.
2. Е.В. Коллингз, Физическое металловедение титановых сплавов: Пер. с англ./ Под редакцией Веркина Б.И., Москаленко В.А. - М.: Металлургия, 1988.
3. O.M. Ivasishin, S. Fox, in: N.J. Kim, C.S. Lee, D. Eylon (Eds.), LiMAT 2001, Pohang University of Science and Technology, Pohang, Korea, 2001, pp. 57–64.
4. O.M. Ivasishin, P.E. Markovsky, P.G. Allen, Yu.V. Matviychuk, D.G. Sawwakin, in: Titanium'99: Science and Technology, Proceedings of the 9th World Conference, vol. 1, CRISM "Prometey", St. Petersburg, Russia, 2000, pp. 505–512.
5. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига». 2007. - 398 с.
6. T. Nishimura, M. Nishigaki, Y. Moriguchi, Characteristics of Beta Titanium Alloy Ti-15Mo-5Zr-3Al, Titanium and It's Alloys, Vol.32, No.1.

ПОЛУЧЕНИЕ МИКРОЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al – Fe - Mn

**Котов А.Д., Михайловская А.В.*

Руководитель – проф., д.т.н. Портной В.К.

НИТУ «МИСиС», г. Москва, *kotov.antony@gmail.com

Область применения алюминиевых сплавов постоянно растёт. Промышленность стремится к облегчению конструкций без потери прочностных характеристик. Сверхпластическая деформация (СПД) позволяет получить тонкостенные изделия сложных форм с высоким качеством поверхности, уменьшить количество сварных швов или клепаных соединений в конструкции. Сверхпластическая формовка имеет ряд технологических преимуществ, а экономическая выгода применения сверхпластической формовки доказана в условиях мелко- и среднесерийного производства, но в условиях повышенных скоростей формовки. Существующие сегодня материалы с размером зерна около 10 мкм, позволяют реализовать скорости СПД не выше 10^{-4} с^{-1} , в результате время, затрачиваемое на формовку одной детали, может достигать нескольких часов, что сдерживает использование данного метода в промышленности.

Повышение скорости деформации на один – два порядка, которое можно реализовать за счет уменьшения размера зерна до 1...5 мкм, позволило бы сократить время формовки одной детали до нескольких минут. Кроме того, микрозеренная структура в конечной продукции позволяет получить повышенный уровень механических свойств при комнатной температуре.

Таким образом, актуальным является исследование сплавов различных систем с целью получения микрозеренной структуры и разработки технологических схем обработки.

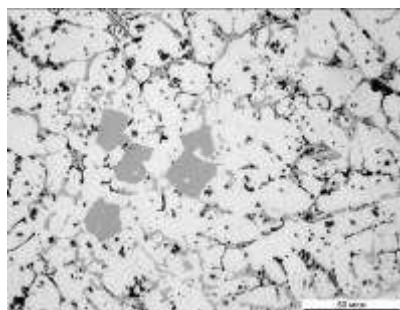
В данной работе были исследованы сплавы на основе алюминия, легированные эвтектикообразующими элементами: Fe, Mn, Ni, Si. Сплавы подвергали термдеформационной обработке, включающей гомогенизационный отжиг, горячую и холодную прокатку и ряд дополнительных отжигов. В качестве базовых выбрали сплавы на основе системы Al – Fe – Mn, кристаллизующихся по тройной и двойной эвтектическим реакциям с образованием фаз Al_3Fe и $\text{Al}_6(\text{FeMn})$. Эти сплавы обладают невысокой объемной долей частиц (до 8 %), поэтому после рекристаллизационного отжига холоднокатаного листа не удалось добиться среднего размера зерна менее 10 мкм.

Для увеличения объемной доли частиц эвтектического происхождения были выбраны сплавы, дополнительно легированные никелем и кремнием. Для реализации эффекта термического упрочнения сплавы дополнительно легировали цинком, магнием и медью. Составы сплавов представлены в таблице 1.

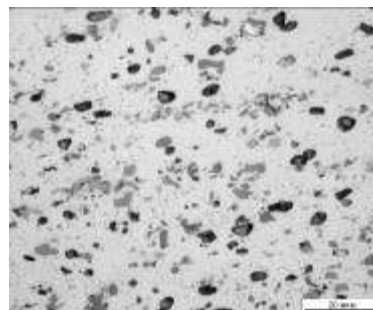
Таблица 1. Химический состав исследованных сплавов

Сплав	Массовая доля легирующих компонентов, %								
	Fe	Mn	Ni	Si	Cu	Mg	Zn	Zr	Al
1	1	1	-	-	-	4	-	-	Ост.
2	1	0,9	2	-	-	4	4	0,25	Ост.
3	1	0,8	1	-	3,5	1,3	-	0,25	Ост.
4	1	0,9	1	3,5	-	3	5	-	Ост.

В структуре всех сплавов, кроме сплава 3, наблюдали выделения грубых первично кристаллизовавшихся фаз. Было установлено, что эти грубые частицы измельчаются в процессе горячей деформации, а также фрагментируются и сфероидизируются при отжиге (рис. 1).



а



б

Рисунок 1. Структуры сплава 4 в литом (а) и в холоднокатаном состоянии (б)

После рекристаллизационного отжига холоднокатаных листов в течение 20 минут при температурах $0,95T_{пл}$ в сплавах 2...4 получили средние размеры зерен 5...6 мкм. В сплаве 1 средний размер зерна составил 10 мкм.

На основании испытаний со скачковым изменением скорости деформации по максимальному значению показателя скоростной чувствительности m , который составил 0,4...0,5, выбирали оптимальные скорости для испытаний на сверхпластичность. Относительные удлинения исследованных сплавов и значения оптимальных скоростей деформации представлены в таблице 2.

Видно (рис. 2, таблица 2), что из всех сплавов максимальным удлинением в 320 % при скорости деформации $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ обладает сплав 3. Напряжение течения при этом не превышает 8 МПа. На образцах из данного сплава исследовали зависимость твердости от времени старения при различных температурах. Максимальное значение твердости HV116 было достигнуто старением при температуре 210 °С в течение 3 часов. Данный режим упрочняющей термической обработки обеспечивает предел текучести 290 МПа, предел прочности 400 МПа и относительное удлинение 12 %.

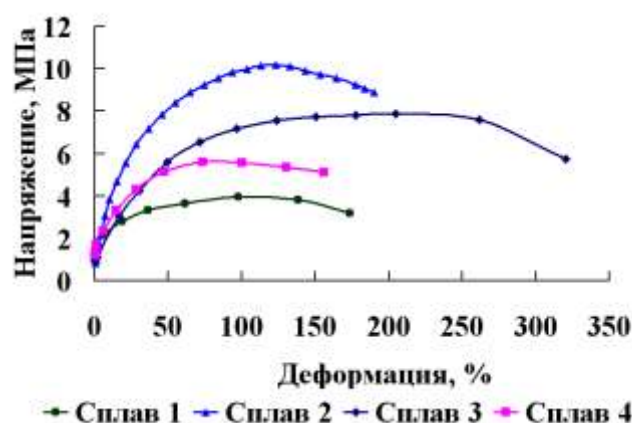


Рисунок 2. Зависимость напряжения течения от степени деформации исследованных сплавов

Таблица 2. Показатели сверхпластичности исследованных сплавов

Сплав	Температура испытания, °С	Скорость деформации, с ⁻¹	Относительное удлинение, %
1	555	$5 \cdot 10^{-4}$	215
2	490	$3 \cdot 10^{-3}$	255
3	515	$1 \cdot 10^{-3}$	320
4	500	$1 \cdot 10^{-3}$	190

Заключение:

Грубые частицы первично кристаллизующихся фаз измельчаются в процессе горячей деформации, а также фрагментируются и сфероидизируются при отжиге.

Предложены сплавы и технологии получения из них листов с размером рекристаллизованного зерна около 5 мкм. Наилучшими показателями сверхпластичности обладает сплав Al - 1 % Fe - 0,8 % Mn - 1 % Ni - 3,5 % Cu - 1,3 % Mg - 0,25 % Zr. Для этого сплава подобран режим упрочняющей термической обработки, обеспечивающий предел текучести 290 МПа, предел прочности 400 МПа и относительное удлинение 12 %.

Работа проводилась при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации.

СЕКЦИЯ 5. ПРОГРЕССИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЛЕГКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕРМОАДЬЮСТАЖНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛИТ ИЗ СПЛАВА МАРКИ В96Ц-3ПЧ

Терентьев П.А.

Руководитель – доц., к.т.н. Железняк Л. М.

ОАО «КУМЗ», г. Каменск-Уральский

pavel088609@yandex.ru

Задача исследования состояла в доработке и оптимизации химического состава слитков, подборе режимов термообработки, а также изучении их влияния на показатель вязкости разрушения K_{Ic} , апробации в промышленных условиях, изучении структуры и определении механических свойств образцов от слитков, а также от термообработанных плит на окончательных стадиях технологического процесса производства плит из сплава марки В96ц-3пч и сравнении результатов с аналогичными данными, полученными параллельно при исследовании процесса изготовления плит из слитков с первоначальным химическим составом. Объектом лабораторного исследования служили поперечные темплеты от литниковых частей гомогенизированных (450...470 °С, 24 ч) слитков из сплава В96ц-3пч, отлитых по действующей технологии с первоначальным химическим составом, и слитков, отлитых с новым, скорректированным химическим составом.

По сравнению с первоначальным химическим составом в предлагаемой технологии снижено содержание меди с 1,7 до 1,5 %, а также уменьшено содержание легирующих примесей – железа и кремния с одновременным приведением их отношения 1,5 вместо прежнего 1,3.

Объектами промышленного исследования служили слитки сечением 355×1371 мм, отлитые с первоначальным химическим составом, и слитки сечением 300×1100 мм, отлитые с откорректированным химическим составом, а также изготовленные из них плиты, прошедшие полный цикл термоадьюстажной обработки. Химический состав сплава по сечению слитка определяли методом спектрального анализа с помощью спектрометра «Спектролаб». Элементный состав фазовых составляющих изучали с помощью микроанализатора CAMEBAX.

Сравнительный анализ результатов оценки качества слитков сечением 355×1371 мм, отлитых без модифицирования расплава и с модифицированием расплава лигатурным прутком Al – 5 Ti – 1В, показал следующее.

1. Размер зерна слитка, отлитого без модифицирования расплава, увеличивается в 2,5...3,0 раза.

2. Влияние модифицирования расплава не проявилось в изменении значений ψ , % в интервале температур деформирования 400...425 °С, и ψ имеет значения 98,2... 98,8 % как для модифицированного, так и немодифицированного расплавов.

3. Повышение значений δ , % в интервале температур деформирования 400...425 °С от 72...89 % до 98...104 %, а также значений ударной вязкости от 1,2...1,5 до 1,6...1,7 кДж/мм² в случае отсутствия модифицирования расплава нельзя однозначно отнести к влиянию модифицирования.

После проведения полного цикла термоадьюстажной обработки от плит были отобраны темплеты для проведения испытаний, а также изучено соответствие полученных результатов требованиям технических условий. Анализируя механические свойства плит, полученных по действующей и предложенной технологии, сделали вывод, что плиты, изготовленные по новой технологии, по своим показателям превосходят плиты, полученные по действующей технологии, и удовлетворяют требованиям нормативной документации не только по σ_b , σ_{02} , δ , но и по показателю вязкости разрушения K_{Ic} .

ВНЕДРЕНИЕ СОВМЕЩЕННОГО ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ И ЗАКАЛКИ ПРУТКОВ ИЗ СПЛАВА 6061 С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ТЭП

Каткова В.М.

Руководитель – доц., к.т.н. Железняк Л.М.

ОАО «КУМЗ», г. Каменск-Уральский

Kondakova10@mail.ru

Целью работы являлось улучшение технико-экономических показателей за счет повышения выхода годного, экономии электроэнергии, снижения трудоемкости. Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи: перенос прессования с отдельно стоящего пресса усилием 20 МН на автоматизированную линию № 1 пресса усилием 25 МН, закалка на желобе пресса посредством установки интенсивного охлаждения, что исключает необходимость в транспортировках по цеху с помощью электромостового крана и передаточной тележки.

При проведении опытной работы была спроектирована и разработана матрица для прессования прутка диаметром 22 мм из сплава 6061. Применяется прямой метод прессования через одноочковую матрицу без смазки контейнера. Используют слитки диаметром 190 мм и длиной 500 мм; длина пресс-изделия составляет 31000 мм. На выходе из матрицы изделие захватывают пулером и прессуют с натяжением. Закалку водо-воздушной смесью производят сразу после прессования в установке интенсивного охлаждения. Далее по рольгангам прутки подают на правильно-растяжную машину усилием 300 кН, входящую в состав линии № 1.

В связи с этим отпадает необходимость в следующих операциях:

- охлаждение прутков после прессования;
- подготовка к закалке;
- закалка в ВЗА;
- охлаждение после закалки;
- многочисленные транспортировки по цеху.

Достоинством этой схемы производства также является то, что закалку проводят с использованием нагрева для прессования, что существенно снижает затраты электроэнергии.

На основе полученных результатов были сделаны следующие выводы.

1. Закалка прутков диаметром 22 мм на жёлобе пресса в установке интенсивного охлаждения при температуре прессования до 520 °С не обеспечивает достаточного уровня механических свойств и равномерной структуры по длине и сечению прутков, т.е. имеет место недозакаливание.

2. При повышении температуры прессования до 540...560 °С микроструктура прутков соответствует закаленному состоянию.

3. Закалка на жёлобе прессы не обеспечивает равномерные механические свойства по всей длине прутков: к утяжинному концу предел прочности и предел текучести резко падают, т.к. утяжинный конец длиной 1,5 м охлаждается после перезарядки прессы на прессование очередного слитка (через 1 мин). По результатам испытаний также видно, что уровень механических свойств образцов, вырезанных из выходного конца и средней части, соответствует требованиям стандарта, а образцов из утяжинного конца – нет. Поэтому для получения равномерных механических свойств по всей длине прутков, необходимо увеличить длину обрезаемого утяжинного конца до 1,5 м, что однако уменьшит выход годного на 4 %.

4. Несмотря на вышесказанное в п.3, выход годного предлагаемой технологии производства значительно выше и составляет 75 % по сравнению с выходом годного по действующей технологии, равном 55 %.

Предлагаемая технология производства прутков диаметром до 30 мм с закалкой на желобе прессы экономически выгодна на основании следующего:

- цикл производства по предлагаемой технологии составляет 38 ч, а по действующей технологии – 66 ч;
- снижено количество основных операций и транспортировок;
- требуется меньше производственной площади за счет исключения использования промежуточных складов;
- повышен на 20 % выход годного.

Однако по результатам испытаний механических свойств (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ) видно, что свойства неоднородны: наблюдается снижение σ_b и $\sigma_{0,2}$ к утяжинному концу, в некоторых случаях – ниже требуемого уровня. Возможно, при увеличении длины обрезаемого утяжинного конца до 1,5 м механические свойства будут удовлетворительны. Но необходимо продолжить опытную работу для того чтобы:

- утвердить температурно-скоростной режим прессования;
- установить длину обрезаемых концов;
- опробовать разрабатываемую технологическую схему на прутках различных диаметров (в данной опытной работе прессовали прутки диаметром 22 мм).

СТАБИЛЬНОСТЬ СВОЙСТВ ПРЕССОВАННЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6 В ПРОМЫШЛЕННЫХ УСЛОВИЯХ

Дегтярева О.Ф., Антоненко Л.В.

Руководитель – проф., д.т.н. Логинов Ю.Н.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,
г. Екатеринбург
unl@mtf.ustu.ru

Алюминиевый сплав АМг6 характеризуется пониженной технологичностью, определяемой склонностью к образованию трещин, высоким сопротивлением деформации в состоянии обработки, высокой чувствительностью к изменению скорости деформации, поэтому получение данных об особенностях его деформации имеет практический интерес.

Для проведения исследований выбран типоразмер трубной заготовки наружным диаметром 100 и толщиной стенки 10 мм из сплава АМг6. Заготовки под операцию прессования на прессе 70,56 МН прошли гомогенизацию, обточку, расточку, после чего имели наружный диаметр 362, внутренний диаметр 105 и длину 480 мм. Коэффициент вытяжки, определенный по диаметру контейнера 370 мм, составил величину $\square = 36$. Среднее содержание магния в сплаве, определенное по 64 замерам, составило 6,6 %. Последняя величина приближена к верхнему пределу содержания магния в сплаве (6,8 %).

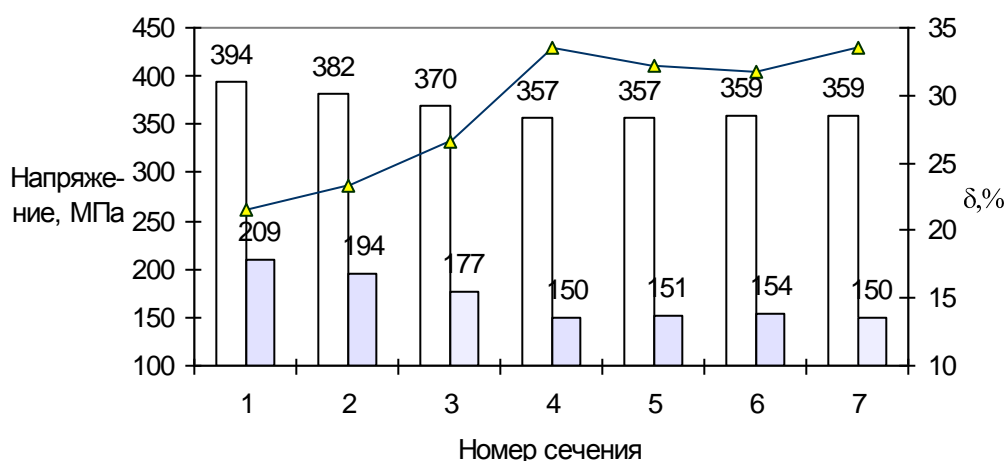


Рисунок 1. Временное сопротивление (длинные столбцы), условный предел текучести (короткие столбцы) и относительное удлинение (линия графика) для образцов из сплава АМг6 по сечениям трубы, отпрессованной без смазки контейнера (по ходу прессования – от выходного конца)

После прессования труб без смазки отбирали темплеты в семи поперечных сечениях, расположенных на расстоянии 2 м друг от друга, из них изготавливали образцы для испытаний на растяжение для определения стандартных характеристик: временного сопротивления, условного предела текучести и относительного удлинения. Эти характеристики усредняли по результатам четырех измерений в каждом из сечений. Объем выборки составил 28 измерений.

На рис. 1 и 2 представлены полученные результаты. Как видно из графиков, стабильность свойств, а, скорее всего, и стационарность процесса прессования трубы без смазки контейнера, достигается к сечению номер 3, которое расположено на расстоянии около 8 м от выходного конца при длине отпрессованной трубы 13 м. По ходу прессования характерно снижение прочностных свойств и увеличение пластической характеристики.

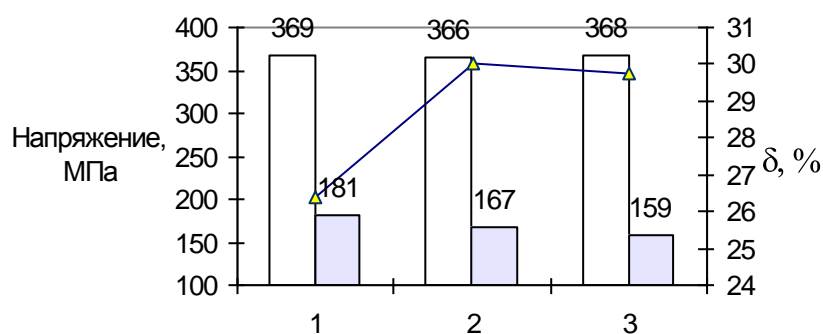


Рисунок 2. Временное сопротивление (длинные столбцы), условный предел текучести (короткие столбцы) и относительное удлинение (линия графика) для образцов из сплава АМгб по сечениям трубы, отпрессованной со смазкой контейнера (по ходу прессования – от выходного конца)

При прессовании со смазкой (смесь нефтяного масла, графита и пьюмбата свинца) отбор темплетов произвели в сечениях на расстоянии 1 м от выходного конца (сечение 1), на расстоянии 1,8 м (сечение 2) и на расстоянии 0,6 м от утяжного конца (сечение 3), объем выборки составил 12 измерений. Выявили характерную для выходного конца пониженную пластичность. Наличие смазки несколько стабилизировало показатели прочностных свойств, вместе с тем, тенденция к уменьшению условного предела текучести вдоль длины трубы сохранилась.

Вместе с тем, меньшие стандартные отклонения наблюдаются при прессовании со смазкой контейнера. Этот эффект можно объяснить тем, что трение в этом случае играет меньшую роль в формировании неравномерности

деформации. Известно, что прямое прессование (в отличие от обратного) сплава АМгб приводит к большому разбросу механических свойств, а именно прямой метод характеризуется повышенным влиянием напряжений трения. Границы очага деформации в этом случае не ограничиваются пространством вблизи канала матрицы, а перекрывают весь объем слитка. Естественно, что при уменьшении объема слитка за счет его выдавливания происходит изменение граничных условий, тем в большей степени, чем больше роль напряжений трения на этих границах.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ПОЛОС ИЗ АЛЮМИНИЯ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ПРОКАТА

Киселева Т.В.

Руководитель – доц., к.т.н. Железняк Л.М.
ЗАО «УралЦветЛит», г. Каменск-Уральский
mtv_ku@mail.ru

Значимость алюминия при использовании его как индустриального материала постоянно увеличивалась в последние годы. Новые области применения, например в автомобильной и авиационной промышленности, привели к постоянному возрастанию объема продукции из горяче- и холоднокатаной полосы и росту требований по качеству. В частности, предъявляют требования по высокой степени точности размеров во взаимосвязи толщины и профиля по всей длине, а также по плоскостности и состоянию поверхности (рис. 1). Этим требованиям по качеству соответствует комплексное использование регулирующих механизмов, систем управления с обратной связью и высокопроизводительных моделей процесса.

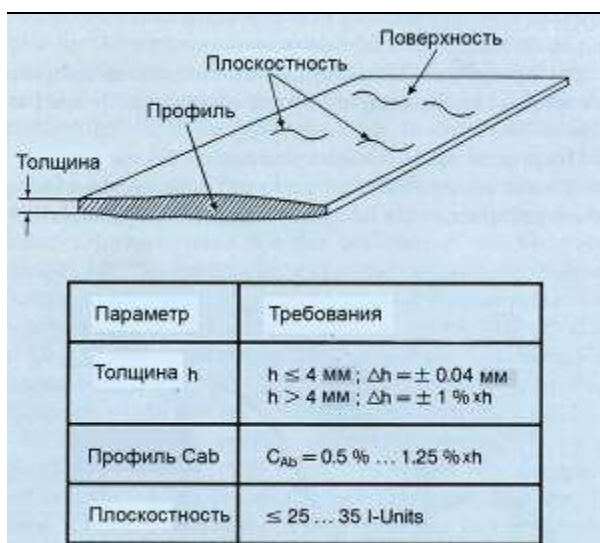


Рисунок 1.

Требования по качеству к
горячекатаной алюминиевой
полосе

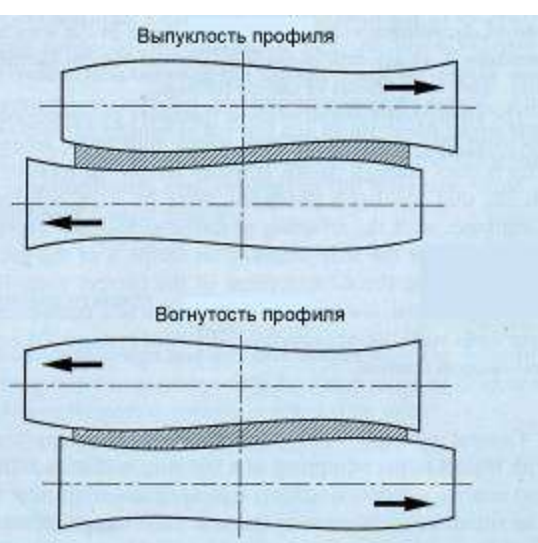


Рисунок 2.

Принцип системы НПВ

Стандартным средством, влияющим на профиль полосы, является симметричный изгиб рабочего вала в соответствии с математической функцией полинома второго порядка. В практике этот контур обычно описывается как параболический, и он компенсирует упругую деформацию комплекта валков с хорошим приближением. Но так как упругая деформация набора валков изменяется в функции ширины полосы и усилия прокатки, то это

возможно только при установлении средней выпуклости, необходимой в пределах одной программы прокатки, при помощи симметрично профилированного вала. Ситуация была частично облегчена введением системы противоизгиба рабочих валков, чей диапазон регулирования покрывал только около 30 % от максимума упругой деформации валков.

Попытка найти систему, при которой выпуклость вала могла быть широко варьируемой и с которой комплект валков мог бы быть отрегулирован под преобладающие условия эксплуатации стана и под специфические требования программы прокатки, привела к оснащению набора валков ассиметричной выпуклостью, которая заставляет раствор валков изменяться в результате сдвига валков в противоположных направлениях.

Как положения двух валков изменяются по отношению друг к другу, так и высота раствора валков изменяется симметрично центральной линии клетки стана в соответствии с полиномом второго порядка, т.е. как симметрично профилированный валок. Высота выпуклости меняется вместе с исходным положением валков, сдвинутых в противоположные направления так, чтобы было оказано влияние на непрерывную регулировку симметричности выпуклости. Поэтому новую методику называли НПВ (непрерывно-переменная выпуклость) (рис. 2).

Исследования показывают, что требуемый профиль полосы может быть достигнут только при определенных толщинах, т.е. при течении металла в боковых направлениях толстой полосы. Боковому течению тонкой заготовки препятствует трение между валком и заготовкой. При попытке исправить профиль тонкой полосы металл течет в продольном направлении из-за препятствия распространения в боковых направлениях. Тогда это приводит к отклонению от плоскостности. Поэтому требуемый профиль полосы должен быть достигнут на входной и центральной клетях стана, где полоса достаточно толстая. В состоянии поставки относительный профиль горячекатаной полосы должен быть сохранен постоянным в соответствии с критерием плоскостности, за исключением областей по краям полосы. Этот фактор имеет самое большое значение для разработки точной системы управления, и это нужно учитывать всегда, снабжая станы горячей прокатки полос соответствующими системами регулирования профиля и контроля плоскостности.

ПОИСК ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА НАГРЕВА ПОД ЗАКАЛКУ ПЛИТ И ЛИСТОВ ИЗ СПЛАВА МАРКИ 6061

Калинина Н.А.

Руководитель – доц., к.т.н. Железняк Л.М.

УрФУ им. первого президента России Б.Н.Ельцина,

г. Каменск-Уральский

Kalinina_NA@mail.ru

Задача исследования – научно обоснованное сокращение времени выдержки при закалке полуфабрикатов, апробация его в промышленных условиях и определение механических свойств образцов на заключительной стадии технологического процесса производства плит из сплава марки 6061.

До последнего времени каждое предприятие было ориентировано на создание и контроль конечного продукта, чтобы отбраковать изделие, не соответствующее требованиям. Различные виды потерь (времени, запасов, в виде брака) считались неустраняемыми. В условиях рынка, при высокой конкуренции ужесточились требования заказчиков не только к качеству выпускаемых изделий, но и к срокам изготовления продукта. В связи с этим следует уходить от внутренних потерь и сокращать цикл изготовления продукта. Разработке устранения одного из этих видов потерь – времени – посвящена эта работа.

Коррозионностойкий сплав повышенной пластичности 6061 относится к деформируемым алюминиевым сплавам, его российский аналог – АД33. Закаленные сплавы системы Al-Mg-Si упрочняются при старении. Естественное старение протекает достаточно медленно, прирост прочности продолжается в течение двух недель после закалки. Чаще применяют искусственное старение, т.к. оно дает больший прирост прочности. Механические свойства искусственно состаренных сплавов системы Al-Mg-Si чувствительны к перерыву между закалкой и искусственным старением, который приводит к снижению σ_B и σ_T состаренного сплава на 20...30 МПа. Таким образом, для получения максимальной прочности сплавов необходимо проводить старение сразу после закалки. Увеличивая выдержку при искусственном старении, можно частично компенсировать снижение прочности, обусловленное перерывом между закалкой и старением.

В настоящее время пропускная способность селитровых ванн не обеспечивает полную загрузку правильно-растяжной машины ПРМ-1000. Для представления наиболее полной картины сложившейся ситуации был проведен хронометраж работы участка закалки и ПРМ-1000 для отдельно взятой партии плит толщиной 25,4 мм. Получены следующие данные: норма выработки на участке закалки на плите толщиной 25,4 мм составляет 32 плиты в смену (8 часов) при норме выработки на ПРМ-1000 на том же типоразмере 40 плит в смену.

Было предложено сократить нахождение плит на участке закалки путем уменьшения времени нагрева под закалку. Следующим шагом по реализации идеи стало проведение соответствующей опытной работы.

Закалка плит и листов проводится с температуры 533 °С:

- толщиной от 5,01 до 10,0мм в течение 15 минут;
- толщиной от 10,01 до 20,0мм в течение 20 минут;
- толщиной от 20,01 до 30,0мм в течение 25 минут;
- толщиной от 30,01 до 50,0мм в течение 35 минут.

В плане опытных работ была предложена несколько иная разбивка:

- толщиной от 5,01 до 10,0мм в течение 10 минут;
- толщиной от 10,01 до 12,7мм в течение 12 минут;
- толщиной от 12,71 до 20,0мм в течение 15 минут;
- толщиной от 20,01 до 30,0мм в течение 20 минут;
- толщиной от 30,01 до 35,0мм в течение 25 минут;
- толщиной от 30,01 до 50,0мм в течение 30 минут.

Согласно плану опытных работ в цехе были определены 26 партий плит толщинами от 6,35 до 45,0 мм. Изготовление этих партий плит необходимо было провести по серийной технологии за исключением операции закалки. После искусственного старения следовало отобрать темплеты и отправить их на проведение механических испытаний на соответствие требованиям. Время нахождения в селитровой ванне сократилось на 5...7 минут. Анализ результатов закалки партий, обработанных по сокращенному режиму, показал, что сокращенное время нагрева обеспечивает механические свойства, соответствующие нормативной документации. Для набора статистических данных в течение месяца в условиях цеха было проведено исследование на всем объеме обрабатываемых плит и листов; отслеживалось следующее:

- 1) увеличилась ли отбраковка по несоответствию механических свойств;
- 2) как изменилась пропускная способность селитровых ванн;
- 3) имеется ли полная загрузка ПРМ-1000;
- 4) изменился ли выход годного, отбраковка в целом;
- 5) изменились ли объемы выпускаемой (обрабатываемой) продукции.

После получения положительных результатов работы на опытно-промышленных партиях плит и листов было принято решение о внесении изменений в нормативно-технологическую документацию. Таким образом, режим закалки был утвержден в качестве серийной технологии нагрева под закалку.

В заключение отметим следующее.

1. Сокращенный режим нагрева плит и листов под закалку обеспечивает свойства, соответствующие требованиям нормативной документации.

2. Пропускная способность селитровых ванн на промышленных объемах металла увеличилась на 15 %.

3. Выход годного по всем позициям остался на том же уровне, поскольку работа была направлена на увеличение объема выпускаемой продукции за счет сокращения времени изготовления изделия.

4. Рассматривается возможность подобного сокращения времени нагрева под закалку плит из сплава марки 6082; идет подготовка плана опытных работ, будут проводиться исследования в лабораторных условиях.

ПОВЫШЕНИЕ СЛУЖЕБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТЕРМООБРАБОТАННЫХ ПЛИТ СПЛАВА 1370 ПУТЕМ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Кондакова И.В.

Руководитель – доц., к.т.н. Железняк Л.М.

ОАО «КУМЗ», г. Каменск-Уральский

Kondakova10@mail.ru

Представлены результаты исследований структуры, механических и коррозионных свойств плит размерами 18-20×750×1000 мм из сплава марки 1370 в состоянии поставки Т1, изготовленных по технологической схеме, включающей низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО). Плиты в соответствии с техническим заданием изготавливались неплакированными в состоянии НТМО со степенью остаточной деформации 15 и 17 %.

Сплав марки 1370 относится к сплавам системы Al-Mg-Si-Cu и является конструкционным коррозионноустойчивым свариваемым термически упрочняемым сплавом. При среднем уровне прочности (400...450 МПа) он обладает высокой технологичностью при горячей и холодной деформации, достаточно высокой характеристикой трещиностойкости и высокой стойкостью к межкристаллитной коррозии.

Перед применением у заказчика плиты проходят искусственное старение, поэтому свойства плит испытываются на образцах в закаленном, правленном и искусственно состаренном состоянии (Т1). Уровень механических свойств плит должен удовлетворять следующим требованиям: $\sigma_b \geq 400$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 360$ МПа, $\delta \geq 8$ %.

Материалом для исследований являлись поперечные темплеты длиной 300 мм.

Для изготовления плит была использована отфрезерованная литая гомогенизированная заготовка размерами 335×1340×1000 мм. Гомогенизация слитка была проведена по двухступенчатому режиму: 1-я ступень: $t = 440...460$ °С, $\tau = 6$ ч; 2-я ступень: $t = 535...550$ °С, $\tau = 12$ ч. Механическая обработка плоского слитка сечением 355×1371 мм под горячую прокатку была проведена по действующей технологии: обрезка литниковой (~ 250...350 мм) и донной (~ 300 мм) частей, механическая обработка узких граней и фрезерование широких граней слитков. Нагрев заготовки перед прокаткой проводили в печи струйного нагрева при $t = 350...370$ °С, $\tau = 6$ ч. Продольно-поперечная горячая прокатка

осуществлялась на стане кварто-2840 при температуре начала 370 °С, конца – 345 °С по серийной схеме обжаты с раскаткой на ширину 1700 мм. Получено 2 горячекатаные плиты размерами 23,0×1750×6500 мм.

Горячекатаные плиты закаливались в горизонтальном закалочном агрегате орошением водой. Перед нагревом под закалку в одну из плит были зачеканены термодатчики на глубину 10 мм, и механическим способом закреплен прибор «Data Pag» для фиксации скорости нагрева и охлаждения. Затем производили правку плит растяжением с остаточной деформацией 2,1...2,3 % и далее холодную деформацию по двум схемам со степенью остаточной деформации (ϵ): деформация растяжением ($\epsilon = 1\%$) и деформация прокаткой ($\epsilon = 12\%$ и $16,2\%$).

С целью исключения обрыва при высоких ϵ боковые кромки плиты были обрезаны, и ширина плиты перед правкой растяжением составляла 1600 мм. Толщина плиты после повторной правки растяжением уменьшилась от 23,0 мм до 20,9 мм, ширина в середине по длине составила 1530 мм. Отклонение от плоскостности плиты составило 2,0...2,2 мм/м. Плита, закаленная, правленная с $\epsilon = 2,1...2,3\%$, была раскроена по ширине на две плиты шириной 820 мм и обе плиты были прокатаны на стане холодной листовой прокатки кварто-1560: плита № 1 с $\epsilon = 12\%$; плита № 2 с $\epsilon = 16,2\%$.

Видимых рваных и трещин на боковых кромках плит не было. После холодной прокатки плиты были подвергнуты правке растяжением:

- плита № 1 с $\epsilon = 1,7\%$ (произошло разрушение плиты на две части из-за наличия незначительной трещины на кромке);
- плита № 2 с $\epsilon = 3,0\%$ (без разрушения плиты).

Плиты были порезаны на заготовки требуемых размеров, отобраны темплеты размерами 300×400 мм для проведения исследования структуры, испытаний механических и коррозионных свойств. Исследование проводилось в состоянии Т1 после искусственного старения в лабораторных печах. Было опробовано 2 режима старения: I режим – одноступенчатый: $t = 180\text{ °C}$, $\tau = 10\text{ ч}$; II режим – двухступенчатый: 1 ступень: $t = 180\text{ °C}$, $\tau = 10\text{ ч}$; 2 ступень: $t = 140\text{ °C}$, $\tau = 24\text{ ч}$.

Макроструктура поперечных шлифов плит однородная, плотная, без дефектов металлургического характера. В направлении прокатки формируется волокнистая микроструктура. В сечении, поперечном направлению прокатки, зерно имеет преимущественную ориентацию в направлении, поперечном прокатке, его размеры 166...332 мкм. В направлении, поперечном по толщине, размеры зёрен 71...95 мкм.

Образцы для проведения испытаний механических свойств при растяжении вырезались из центральных слоев по толщине плиты, причем было установлено, что при комнатной температуре они почти не зависят от режима старения, поэтому целесообразнее использовать одноступенчатый режим старения. Испытание плит на чувствительность к МКК показало их удовлетворительную стойкость: независимо от вида и степени деформации плиты характеризуются как стойкие.

При анализе уровня механических свойств плит, изготовленных с применением НТДО и без неё, очевидно, что НТДО позволяет существенно повысить прочностные характеристики, особенно $\sigma_{0,2}$, при одинаковых режимах закалки и искусственного старения. При анализе уровня механических свойств плит, изготовленных с применением НТДО по различным технологиям (правка только растяжением и правка с применением холодной прокатки), видно, что значения σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ отличаются незначительно.

Исходя из анализа уровня механических свойств плит, наиболее оптимальной следует выбрать технологию с применением только правки растяжением с ε в пределах 13,0...17,0 %. В этом случае при термоадьюстажной обработке плит задействовано меньше единиц оборудования, исключаются дополнительные транспортные операции, что позволит значительно сократить производственный цикл и обеспечить лучшее качество поверхности плит. Свойства плит, состаренных по различным режимам старения, отличаются незначительно, поэтому оптимальным признан одноступенчатый режим искусственного старения, который позволяет сократить производственный цикл без потери качества продукции. Применение НТДО позволило снизить глубину поражений МКК до уровня менее 0,10 мм при обеспечении высокого уровня прочностных свойств. Таким образом, можно сделать вывод о целесообразности использования НТДО при производстве плит из сплава марки 1370.

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЯ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф.

Руководитель – проф., д.ф.-м.н. Громов В.Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г. Новокузнецк

zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru

В последние годы интерес к изучению влияния магнитного поля на физические и механические свойства материалов стабильно высок [1...3], в связи с тем, что данное явление имеет не только теоретическое, но и практическое значение. Например, магнитную обработку используют для улучшения свойств конструкционных материалов, воды, растворов и т.д. Магнито-импульсная обработка широко применяется для режущего инструмента, динамически нагруженных деталей машин с целью увеличения их стойкости и надежности работы [4]. Однако для создания высокопроизводительных технологических процессов обработки немагнитных металлов необходимо понимание физической природы деформирования с наложением магнитных полей. В свою очередь понимание физической природы невозможно без информации о характере разрушения металлов, строении поверхности излома и дефектов его вызвавших.

Цель настоящей работы состояла в определении морфологии поверхности разрушения алюминия и выявлении ее особенностей, формирующихся при ползучести во внешнем магнитном поле и без него.

В качестве материала исследования был использован технически чистый алюминий марки А85. Образцы имели пластинчатую форму, с размерами рабочей части $150 \times 5 \times 0,46$ мм³. Предварительная подготовка исходной структуры заключалась в рекристаллизованном отжиге при 770 К в течении 2 часов. В дальнейшем образцы при комнатной температуре подвергали ползучести с постоянным растягивающим напряжением $\sigma = 65$ МПа до разрушения ($\epsilon \approx 22\%$). Первая половина из них (15 образцов) деформировалась в условиях внешнего магнитного поля с индукцией 0,3 Тл, вторая половина в обычных условиях. Магнитное поле было направлено перпендикулярно оси растяжения. Исследования поверхности разрушения в обычных условиях и в магнитном поле осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии с помощью прибора «SEM 515 Philips».

Анализируя макроскопический вид поверхности излома плоского образца алюминия, разрушенного в условиях ползучести, (рисунок 1) выявляются две зоны – волокнистая зона и зона среза. Этот факт указывает на то, что разрушение алюминия происходило в условиях стабильного роста трещины.

Характерные микрофотографии, демонстрирующие присутствие на поверхности разрушения алюминия различных видов ямок, равноосных и

сдвига, приведены на рисунке 2. Следует отметить, что в наших экспериментах ямки сдвига преимущественно формировались при ползучести алюминия в условиях присутствия внешнего магнитного поля.

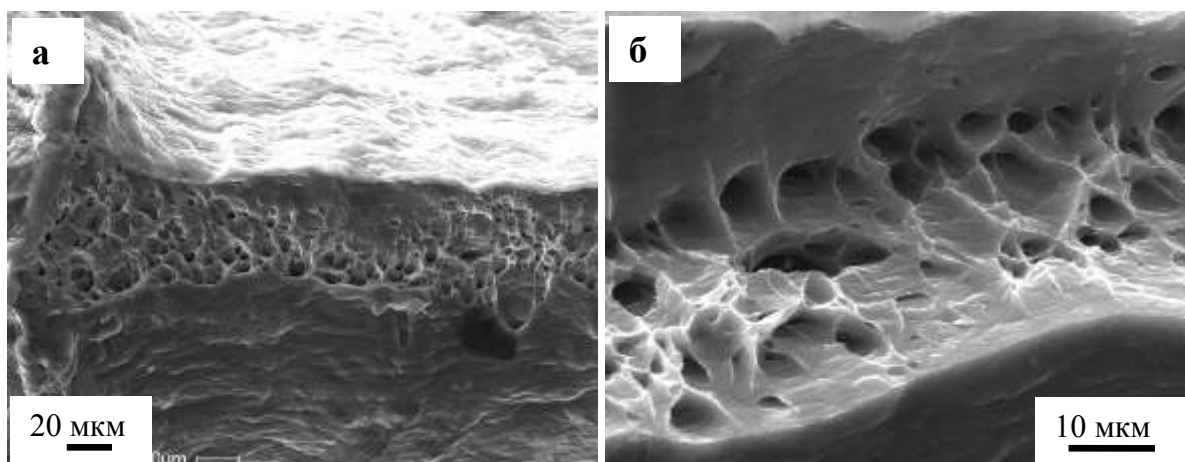


Рисунок 1. Фрактограммы поверхности разрушения технически чистого алюминия, а – ползучесть без магнитного поля; б – ползучесть в присутствии внешнего магнитного поля ($B = 0,30$

Тл)

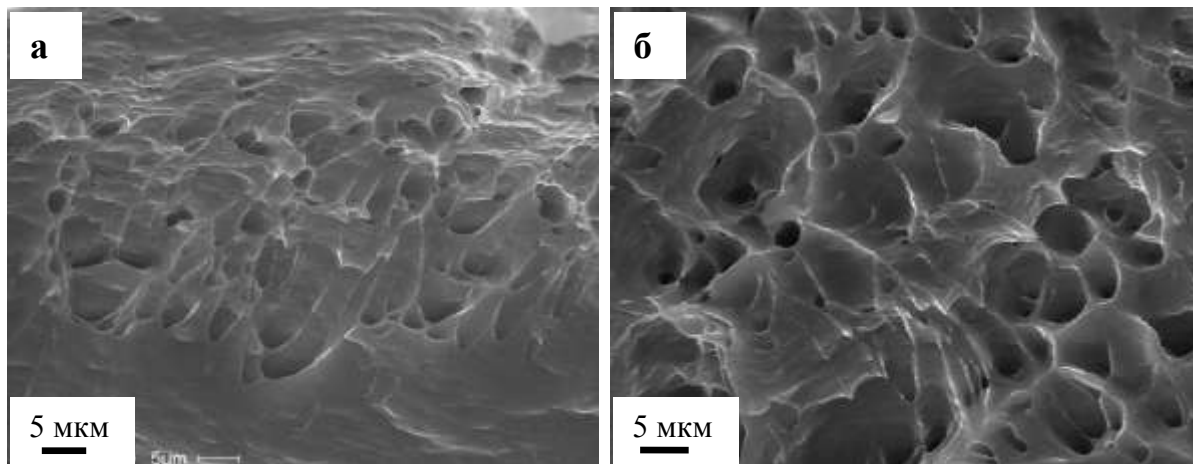


Рисунок 2. Фрактограммы поверхности разрушения технически чистого алюминия, деформированного в условиях ползучести; а – ямки сдвига; б – ямки отрыва

Выполненный в работе статистический анализ поверхности разрушения показал, что в зоне волокнистого излома при деформации без магнитного поля средний размер ямок вязкого излома $3,4 \pm 1,5$ мкм; ползучесть в условиях внешнего магнитного поля приводит к уменьшению среднего размера ямок вязкого излома более чем в 2 раза ($1,5 \pm 0,9$ мкм). Одновременно с этим уменьшается и интервал существования размеров ямок: в экспериментах без магнитного поля размер ямок изменялся в пределах от 1 до 9 мкм; присутствие

магнитного поля приводит к существенному уменьшению предельных размеров ямок ($0,25 \dots 5$ мкм).

Зона среза в исследованных образцах также содержит ямки вязкого излома (ямки сдвига). Проведенные количественные исследования показали, что при испытаниях без магнитного поля средние размеры ямок вязкого излома $1,75 \pm 0,9$ мкм (минимальные размеры $0,5$ мкм; максимальные – 4 мкм); при разрушении образцов в присутствии магнитного поля средние размеры ямок вязкого излома $1,1 \pm 0,7$ мкм (минимальные размеры $0,25$ мкм; максимальные – $3,75$ мкм).

Анализ количественных данных показывает, что ползучесть технически чистого алюминия во внешнем магнитном поле приводит к увеличению мест зарождения ямок вязкого излома (микропор). Местами зарождения ямок вязкого излома являются частицы вторых фаз, внутрифазные (границы раздела зерен) и межфазные (границы раздела частица / матрица) границы раздела, внутризеренные дефекты (субзеренные границы, дислокации). По-видимому внешнее магнитное поле не приводит (в виду его сравнительной малости) к изменению фазового состава, размеров и морфологии частиц второй фазы, состояния и плотности границ зерен. В этом случае полученные результаты могут косвенно свидетельствовать о том, что магнитное поле оказывает влияние на эволюцию (скорость накопления и аннигиляции, механизмы зарождения и схему перестройки) дефектной субструктуры объема и приповерхностного слоя при ползучести алюминия.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411).

Список используемых источников:

1. Головин, Ю. И. Магнитопластичность твердых тел (Обзор) / Ю. И. Головин // ФТТ. – 2004. – № 5. – С. 769–803.
2. Альшиц, В. И. Магнитопластический эффект: основные свойства и физические механизмы / В. И. Альшиц, Е. В. Даринская, М. В. Колдаева, Е. А. Петржик // Кристаллография. – 2003. – № 5. – С. 826–854.
3. Песчанская, Н. Н. Скачкообразная ползучесть при сжатии монокристаллов цинка в магнитном поле / Н. Н. Песчанская, Б. И. Смирнов, В. В. Шпейзман // ФТТ. – 2008. – № 6. – С. 997–1001.
4. Малыгин, Б. В. Магнитное упрочнение инструмента и деталей машин / Б. В. Малыгин. – М.: Машиностроение, 1989. – 112 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВРЕМЕНИ НА ВЕЛИЧИНУ ПРУЖИНЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПРАВКИ ПЛОСКОЙ ПЛАСТИНЫ ИЗ СПЛАВА ВТ6

Лукьянов Василий Васильевич

Руководитель – доц., к.т.н. Бердин Валерий Кузьмич

Уфимский государственный авиационный технический университет,
г. Уфа

lukianovv@bk.ru

В представленной работе рассматривается вопрос о пружинении листовых заготовок из титанового сплава ВТ6, которое неизбежно возникает при выполнении формообразующих операций заготовок различного сортамента в процессе горячей пластической деформации при сравнительно низких температурах $T < 0,35 T_{пл}$.

Исследование проводили в лабораторной печи, обеспечивающей поддержание температуры уровне рабочей температуры с точностью $\pm 1,0^\circ\text{C}$ в среде газообразного Ar технической чистоты.

На рис.1. представлен результат влияния температуры отжига в течении 1,0 часа на величину пружинения при изгибе консольно закрепленной пластины на величину 1,0 мм. Величина смещения свободного торца пластины была выбрана на основании результатов численного моделирования, таким образом, чтобы упругие напряжения в пластине не достигали величины напряжений течения при температуре обработки. Расчеты показывают, что при таком нагружении в области закрепления формируется симметричное относительно оси плоской пластины напряженное состояние с величиной упругих напряжений равных $\sim 75,0$ МПа.

Из зависимости изменения величины пружинения в консольно закрепленной пластине (рис. 1) следует, что относительная величина пружинения Δ (%) с увеличением температуры изменяется неравномерно. Полученные результаты измерений хорошо аппроксимируются S-образной кривой. При этом основные изменения величины пружинения наблюдаются в интервале температур 350...550 $^\circ\text{C}$.

Интенсивное изменение пружинения прекращается в области температур 550...650 $^\circ\text{C}$. Поэтому этот температурный интервал был подвергнут дополнительному изучению на предмет влияния времени выдержки при температурах: 550 $^\circ\text{C}$; 600 $^\circ\text{C}$ и 650 $^\circ\text{C}$ на величину пружинения.

Измерение пружинения в деформируемых пластинах осуществлялось с применением окуляр - микрометра с ценой деления 0,1 мм. Инструментальная погрешность измерения в этом случае была равна 0,05 мм.

Из результатов, выполненного исследования с учетом инструментальной ошибки измерения следует, что время выдержки образцов в интервале 1,0...2,0 часа не оказывает существенного влияния на значение пружинения. В

интервале температур 550 °С...650 °С, увеличение температуры приводит к стабилизации величины пружинения на уровне 0,05, что соответствует 5 % от заданной величины изгиба (1,0 мм) упругого деформирования свободного конца консольно закрепленной пластины.

Для проверки достоверности полученных результатов, с учетом зависимости пружинения от температуры правки (Рис. 1), были выбраны две характерные температуры $T_1 = 450$ °С и $T_2 = 600$ °С для того, чтобы определить значения пружинения при меньшем, чем 1,0 час времени выдержки. Полученные результаты представлены на рис. 2 и 3.

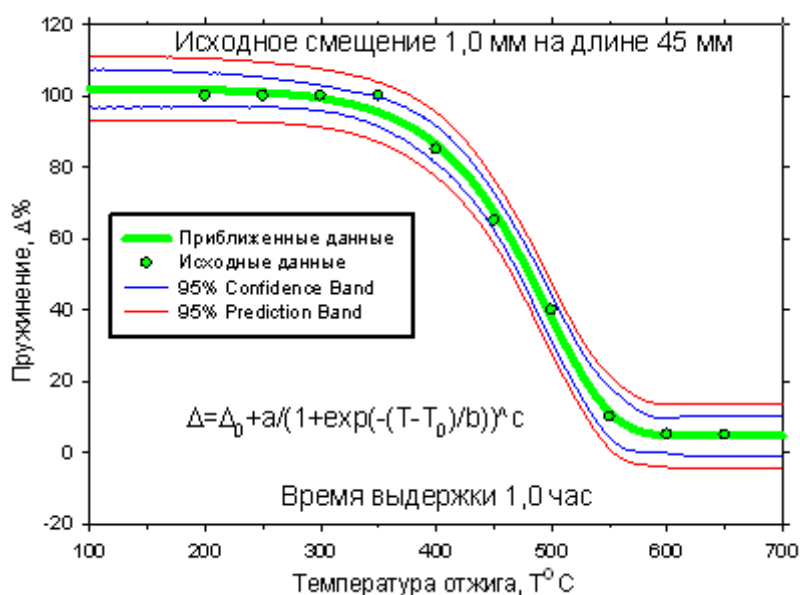


Рисунок 1. Изменение величины пружинения в консольно закрепленной пластине в зависимости от температуры при изгибе пластины на величину 1,0 мм. Время выдержки при рабочей температуре равно 1,0 час

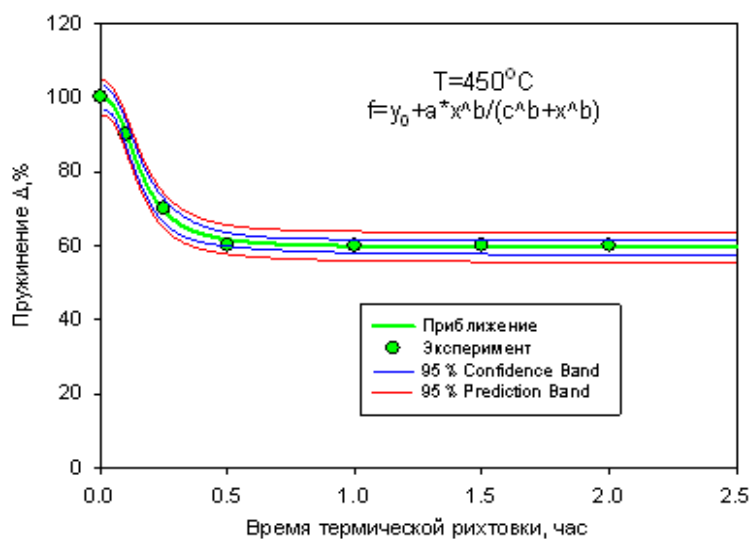


Рисунок 2. Зависимость пружинения (%), от времени выдержки при T = 450 °С

в консольно закрепленной пластине $100 \times 10 \times 1$ мм, изогнутой на величину 1,0 мм

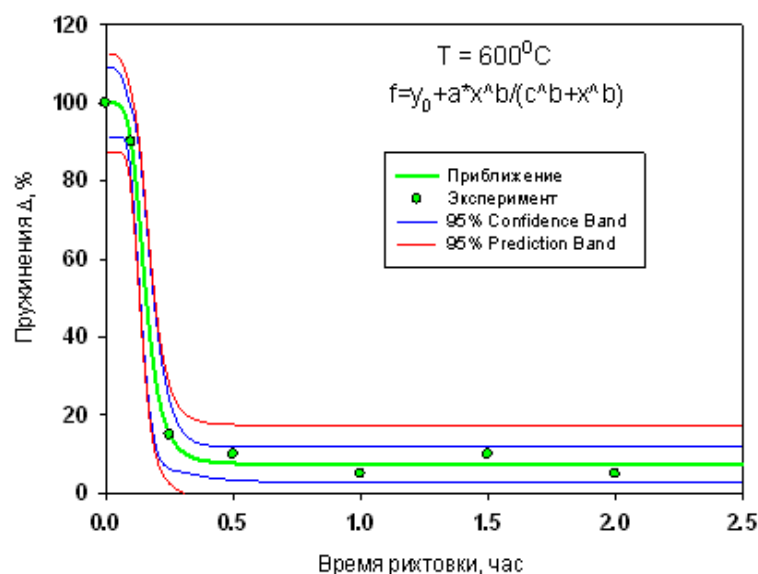


Рисунок 3. Зависимость пружинения от времени выдержки при $T = 600^\circ\text{C}$ в консольно закрепленной пластине $100 \times 10 \times 1$ мм изогнутой на величину 1,0 мм

В результате выполненной работы было установлено:

1. Интенсивное изменение пружинения прекращается в области температур $550 \dots 650^\circ\text{C}$.
2. Вне зависимости от температуры правки (450°C или 600°C), время правки $0,25 \dots 0,5$ часа является критическим, с точки зрения снижения величины пружинения, после которого пружинение практически не изменяется вплоть до времени правки 2,0 часа. При температуре $T_1 = 450^\circ\text{C}$ значение пружинения равно 60 %, а при температуре 600°C значение пружинения равно $5 \dots 10$ %.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 01417

Ворошилов Д.С.

Руководители – проф., д.т.н. Сидельников С.Б.,

доц., к.т.н. Лопатина Е.С.

Сибирский федеральный университет, г. Красноярск,

sbs270359@yandex.ru

Для изготовления проводов, применяемых в авиационной и космической технике, в настоящее время используется алюминиевый сплав 01417, содержащий редкоземельные металлы в количестве от 7...9 % и имеющий высокие механические свойства при повышенных температурах. Однако этот сплав трудно поддается обработке давлением, в связи с чем для изготовления проволоки из него до сих пор применяют трудо- и энергоемкие технологии, связанные с многочисленными переделами и большим количеством операций термообработки.

На кафедре ОМД института цветных металлов и материаловедения СФУ были разработаны новые перспективные технологии получения деформированных полуфабрикатов из сплава 01417 и запатентованы установки для их реализации.

По первой технологической схеме в качестве заготовки используются слитки диаметром 10...15 мм, полученные с помощью электромагнитного кристаллизатора (ЭМК). Далее их деформируют в прутки диаметром 5...9 мм на установке совмещенной прокатки-прессования и получают проволоку различного диаметра (до 0,3 мм) в калибровочных блоках прокаткой или волочением (рис. 1).

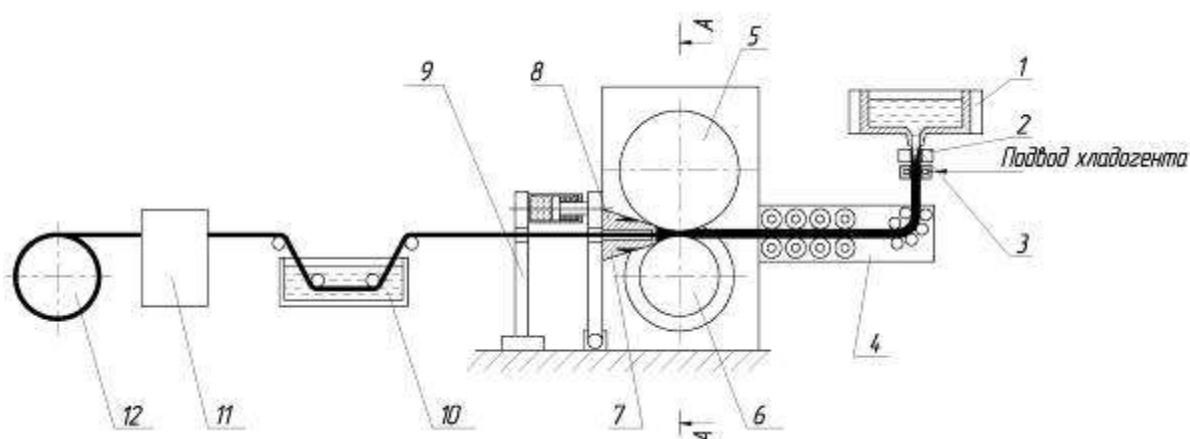


Рисунок 1. Установка совмещенной обработки по патенту № 67492:

- 1 – печь-миксер, 2 – электромагнитный кристаллизатор, 3 – питатель,
- 4 – правильно-задающее устройство, 5 – валок с выступом,
- 6 – валок с ручьем, 7 – матрица, 8 – клиновидные полости для охлаждения, 9 – гидроцилиндр, 10 – охлаждающее устройство,
- 11 – калибровочные блоки, 12 – устройство для намотки изделий

По второй схеме используется метод совмещенного литья, прокатки и прессования (СЛИПП), особенностью которого является дозированная подача расплава металла в калибр валков устройства совмещенной обработки (рис. 2), быстрое охлаждение на поверхности водоохлаждаемых валков и деформация закристаллизовавшейся заготовки путем прокатки-прессования. При этом снижаются энергозатраты, необходимые для получения литой заготовки, и количество металлургических переделов.

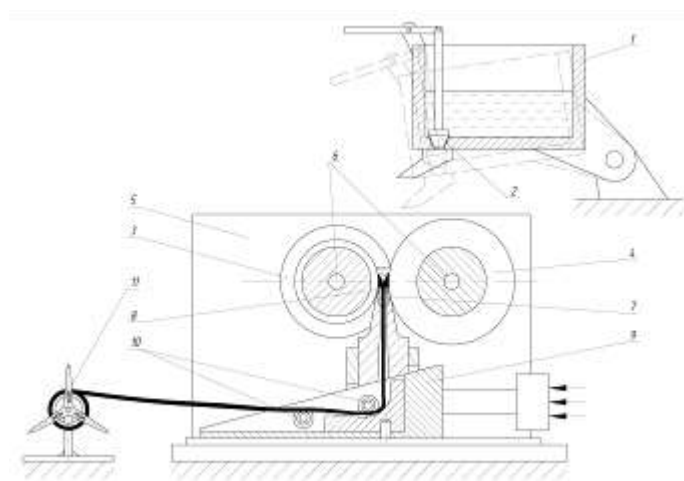


Рисунок 2. Устройство для непрерывного литья, прокатки, прессования по патенту № 73245:

- 1 – печь-миксер,
- 2 – регулятор подачи расплава,
- 3 – валок с ручьем,
- 4 – валок с выступом, 5 – станина,
- 6 – полости для охлаждения валков,
- 7 – матрица,
- 8 – клиновидные полости для охлаждения матрицы,
- 9 – клиновой механизм,
- 10 – направляющие ролики,
- 11 – моталка

Для проведения экспериментальных исследований по реализации каждой из технологических схем были выбраны факторы, влияющие на технологические и энергосиловые параметры процесса обработки, а именно: температура нагрева заготовок $T = 480$ и 550 °С, расплава $T = 750$ и 780 °С; скорость деформации $\xi = 0,74$ и $1,49$ с⁻¹; коэффициент вытяжки $\mu = 6,8$; 8 и 15,7. Для проведения опытов была реализована следующая методика. В электрической печи сопротивления нагревались заготовки, полученные с помощью ЭМК, в другом случае в тигле готовился расплав. Температуру нагрева контролировали хромель-алюмелевой термопарой и потенциометром КСП-3. После нагрева до необходимой температуры приводили во вращение валки опытной установки со скоростью 4 или 8 об/мин. Далее металл попадал в калибр и достигал матрицы, которая с помощью гидравлического прижима была плотно поджата к валкам. Металл заполнял калибр в зоне распрессовки, а затем, за счет постоянного поступления металла в калибр, выдавливался через калибрующий канал матрицы в виде прутка. В процессе опытов тензометрическая аппаратура с помощью месдоз фиксировала силу, оказываемую металлом на валки и на матрицу. После этого процесс повторяли, изменяя при этом скорость прокатки или температуру заготовки (расплава). Затем получали проволоку, при этом следует отметить, что проволока из прутка диаметром 5 мм после метода СЛИПП, была получена всего с одним промежуточным отжигом в процессе волочения при температуре 350 °С в течении 1 часа.

Для анализа структурных изменений в металле сплава 01417 по первой и второй схеме на световом микроскопе AxioObserver.A1m и стереометрическом микроскопе Stemi 2000-C с системой анализа изображений Axio Vision фирмы Carl Zeiss были проведены металлографические исследования. В структуре прутка сохраняется дендритное строение, но наблюдается определенная направленность структурных составляющих (рис. 3,а и в). Микроструктура образца не однородна по своему строению, но также можно выделить определенную направленность структуры (рис. 3,б и г). Наблюдаются области, где большую часть занимает α -твердый раствор (светлый фон), и области, в которых преимущественно эвтектика (темные пластины). Эвтектика имеет различную форму и размер пластин по сечению образца.

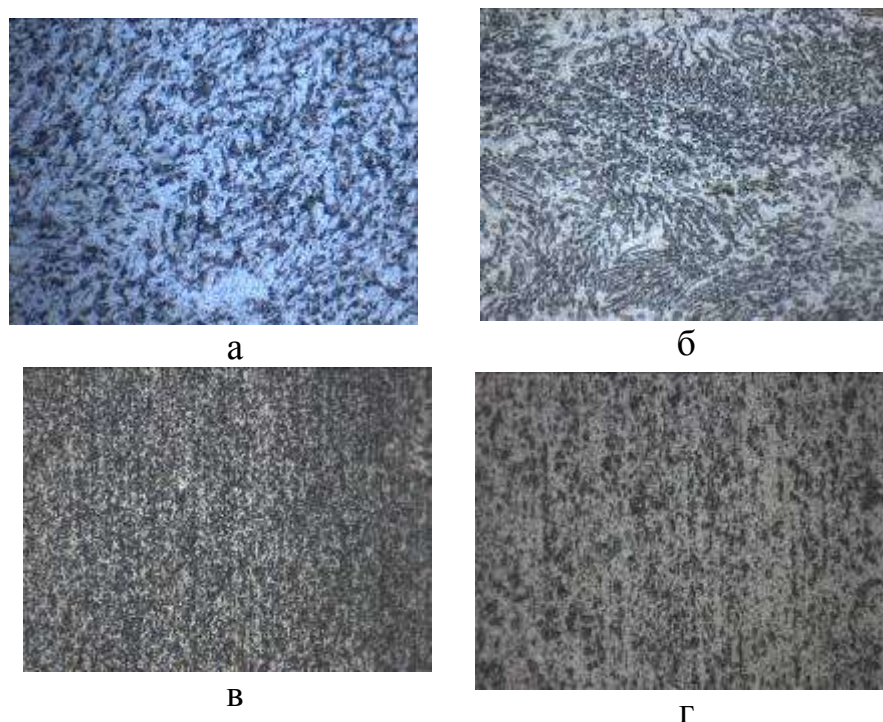


Рисунок 3. Микроструктура прутков диаметром 7 мм (а, б) и проволоки диаметром 0,8 мм (в, г) из сплава 01417, полученных по первой (а, в) и второй (б, г) схеме ($\times 1000$)

Исходя из полученных результатов исследований, можно заключить, что для получения проволоки из сплава 01417 могут быть применены обе предложенные технологические схемы, однако наиболее выгодным с позиций экономической эффективности и производительности является использование метода СЛИПП, так как при этом достигается положительный эффект и исключен лишний металлургический передел литья заготовки в ЭМК.

ЭФФЕКТИВНЫЙ СПОСОБ СНИЖЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И КОРОБЛЕЙ ПРИ ЗАКАЛКЕ ШТАМПОВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Исякаев Кирилл Тимиргалеевич

Руководитель – руководитель научно-технического центра ОАО «КУМЗ»

Семовских С.В.

ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод»,

г. Каменск-Уральский

IsyakaevKT@kumw.ru

Основными требованиями к авиационным штамповкам, помимо механических свойств, являются минимальные отклонения от требуемых геометрических размеров (отсутствие коробления) и ограничение остаточных напряжений, возникающих при закалочном охлаждении, которые играют большую роль при последующей механической обработке на готовое изделие. Коробление и остаточные напряжения возникают вследствие градиента температур по толщине штамповок и разности температур между массивными и тонкими частями штамповок, величина которых зависит от интенсивности теплоотдачи при закалочном охлаждении.

Для снижения остаточных напряжений и коробления для катанных и прессованных алюминиевых полуфабрикатов применяется правка растяжением. Но для штампованных полуфабрикатов данный метод трудоемок и увеличивает их себестоимость. На Каменск-Уральском металлургическом заводе давно применяется закалочное охлаждение ряда авиационных штамповок в горячей воде. Однако зарубежный опыт показал, что более эффективным способом снижения остаточных напряжений и коробления в штамповках является закалка с охлаждением в водном растворе полимеров. Но применение водных растворов полимеров, обеспечивающими мягкое, по сравнению с водой, закалочное охлаждение, может привести к снижению прочностных и коррозионных свойств штамповок.

В настоящее время, на ОАО «КУМЗ» закалка авиационных штамповок сплавов производится на современном закалочном агрегате Otto Junker, созданном по последнему слову техники.

Конструкция агрегата позволяет проводить различные способы закалочного охлаждения: в холодной и горячей воде, в воднополимерных растворах.

Для определения значений образующихся остаточных напряжений при закалочном охлаждении в холодную воду, горячую воду и в раствор ПАГ на агрегате КУМЗа была проведена опытная работа совместно с ФГУП «ВИАМ» (руководитель группы Ткаченко Е.А.). В данной опытной работе были получены температурные кривые процесса охлаждения. Проведенные эксперименты показали, что скорость охлаждения массивных частей

штамповки при охлаждении в ПАГ в 1,5...4 раза ниже, чем при закалке в холодную воду.



Рисунок 1. Общий вид вертикального закалочного агрегата Otto Junker

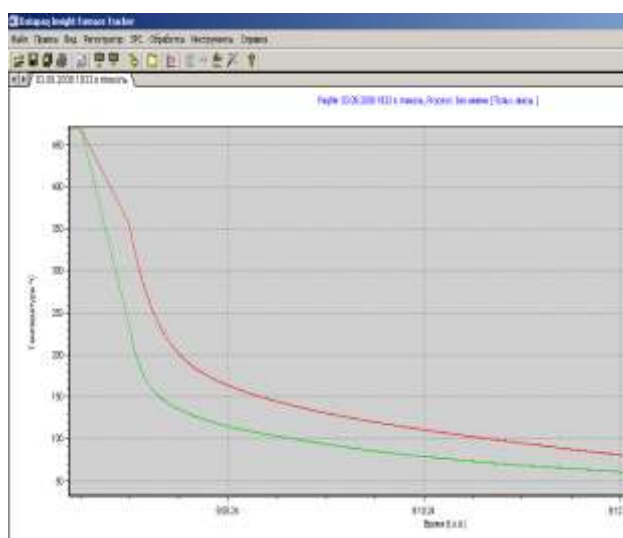
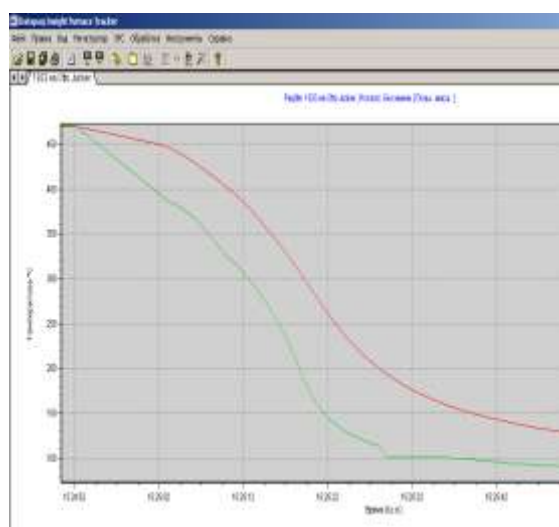


Рисунок 2. Температурные кривые охлаждения

ждения металла в тонкой и массивной части штамповки в раствор полиалкиленгликоля (А) и в горячую воду (В)

При измерении остаточных напряжений на рентгеновском анализаторе PFS-3М на базе ФГУП «ВИАМ» установлено, что возникающие сжимающие напряжения в тонкой части при закалке в холодную воду в 2 раза выше, чем в раствор ПАГ (в массивной части в 1,2 раза выше).

Величина внутренних напряжений при закалке в различные среды			
Точка	Закалка в	Закалка в	Закалка в растворе

измерения	холодной воде 20 °С	горячей воде 70 °С	ПАГ 21...43 °С
1	-161 ± 11,5	-129 ± 2	-122 ± 1,5
2	-137 ± 9,4	66 ± 2,6	-63 ± 1,8

На основании этого, на ОАО «КУМЗ» было проведено ряд работ, направленных на сравнение закалочного охлаждения в воду и раствор ПАГ, определение типа и оптимальной концентрации.

Как показали замеры штамповок на соответствие геометрических размеров математической модели после закалки в ПАГ, коробление штамповок значительно ниже, чем при закалке в холодную воду, а также была подобрана оптимальная концентрация ПАГ для получения стабильных механических и коррозионных свойств.

ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МАЛОРАСТВОРИМЫХ ПРИМЕСЕЙ И ФОРМИРОВАНИЕ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ НА ИХ ОСНОВЕ В ТИТАНЕ МАРКИ ВТ1-0

Нечаенко Д.А., Манохин С.С., Иванов М.Б.

Руководитель – с.н.с., к.ф.-м.н. Иванов М.Б.

Белгородский государственный университет, Белгород

nechaenko@bsu.edu.ru

Титан и его сплавы являются наиболее широко распространенными материалами медицинского назначения [1, 2]. Высокопрочный наноструктурный нелегированный титан, стабилизированный дисперсными фазами, позволяет использовать его в качестве материала медицинских имплантатов вместо легированных сплавов, содержащих вредные для живого организма легирующие элементы.

Было обнаружено [3], что субмикроструктурный (СМК) и наноструктурный (НС) технически чистый титан обладает достаточно высокой термостабильностью, превышающей таковую для металлов с близкой температурой плавления, например, никеля. Высокая термостабильность позволяет провести отжиг для снятия напряжений первого рода (макронапряжений) в прутках и профилях из титана, предназначенных для изготовления имплантатов, обеспечивает стабильность структуры металла имплантатов к климатическим воздействиям, гарантирует высокий уровень свойств изделий на протяжении длительного функционирования в живом организме.

Предполагается, что именно наличие малорастворимых примесей, более конкретно – углерода, является причиной выше обозначенных положительных свойств СМК и НС титана.

Таким образом, целью данной работы явилось исследование влияния режима закалки и последующего низкотемпературного отжига титанового сплава ВТ1-0 на распределение малорастворимых примесей по объему материала и формирование дисперсных частиц на их основе.

В качестве материала для исследований использовался титан марки ВТ1-0 удовлетворяющий требованиям ОСТ1 90013-81, ОСТ1 90173-75.

Таблица 1. Химический состав титана ВТ1-0, % мас. (Ti – основа)

Требование ОСТ1 90013-81	Al	C	N ₂	Fe	Si	H ₂	O ₂
	≤0,70	≤0,07	≤0,04	≤0,25	≤0,10	≤0,006	≤0,20
Факт.	0,010	0,004	0,003	0,12	0,002	0,0008	0,143

Материал подвергали часовым низкотемпературным отжигам в диапазоне температур 300...550 °С после различных режимов закалки в воду: закалка с температур 870, 900 °С и закалка с температуры 870 °С после ступенчатого отжига 920 → 870 °С (выдержка 10 минут при температуре 920 °С и последующее охлаждение до температуры 870 °С в течение 30 мин.).

В результате термообработки при закалке с температуры 900 °С ($\alpha+\beta$)-область с примерно равными долями α и β фазы) на всем сечении образца наблюдается структура со средним размером зерна порядка 10 мкм представленная как глобулярными зернами первичной α -фазы, так и зернами с β -превращенной структурой, имеющими пластинчатую морфологию (рис. 1,а). При исследовании методом ПЭМ состояния после отжига при температуре 900 °С с последующей закалкой в воду, в зернах первичной α -фазы наблюдаются ориентированные в одном направлении частицы пластинчатой формы (рис. 2,а). Данные спектроскопии характеристических потерь энергии электронов (СХПЭЭ) свидетельствуют о том, что частицы являются карбидами титана. На это указывают интенсивные пики поглощения на К-линии углерода. Другие элементы, кроме углерода и титана в состав частиц не входят.

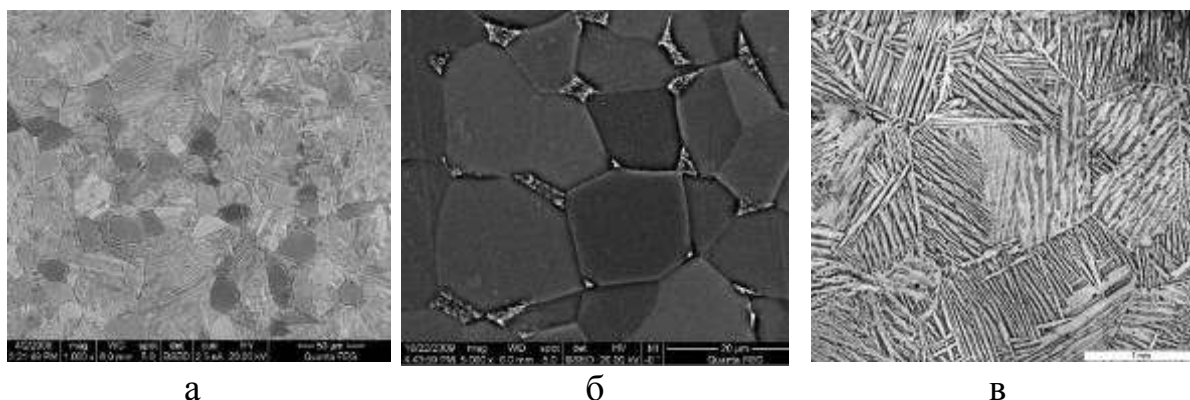


Рисунок 1. Микроструктуры титанового сплава VT1-0 после :
а) закалки с температуры 900 °С; б) закалки с температуры 870 °С;
в) ступенчатого отжига 920 → 870 и закалки с температуры 870 °С

После закалки с температуры 870 °С в материале сформировалась структура представленная в основном зернами α -фазы со средним размером порядка 18 мкм. (рис. 1,б). Методами РЭМ выявлено наличие пластинчатой β -превращенной структуры в тройных стыках. С помощью энерго-дисперсионного микроанализа установлено, что в тройных стыках концентрация железа составляет порядка 2,7 % (по массе), в то время как в зернах α -фазы концентрация железа $\ll 0,1$ %.

Исследование микроструктуры титанового сплава VT1-0 после ступенчатого отжига 920 → 870 °С и закалки с температуры 870 °С показало, что в материале сформировалась пластинчатая крупнозернистая структура (рис. 1,в) В данном состоянии также обнаружена повышенная концентрация железа

порядка 1,8 % (по массе) между пластинами α -фазы. Электронно-микроскопические исследования показали, что в данном состоянии материала объем пластин α -фазы свободен от выделений карбидов. Таким образом, обнаруженные в α -фазе после термообработки при 900 °С карбиды титана активно растворяются в ОЦК решетке β -титана при 920 °С. Обратное охлаждение до температуры ниже полиморфной не приводит к их выделению, формируется пересыщенный твердый раствор углерода в ГПУ решетке титана.

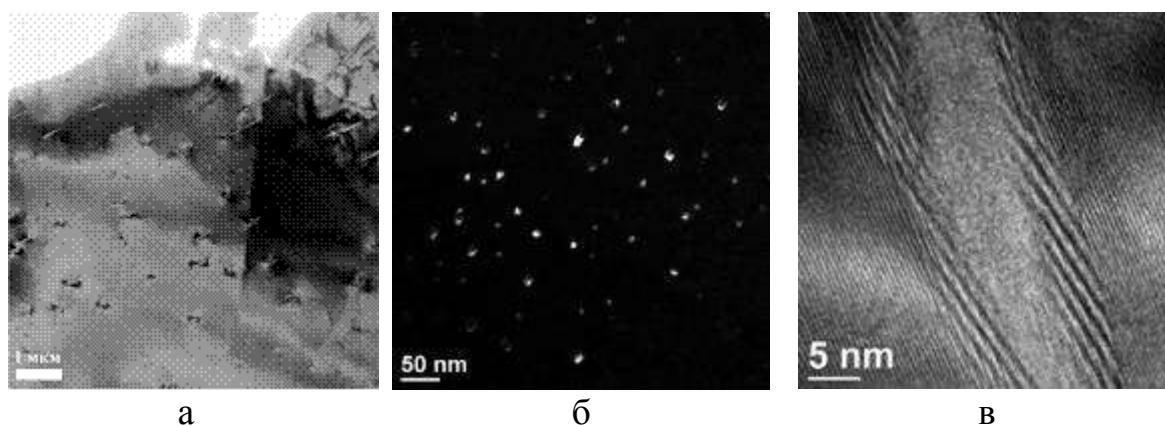


Рисунок 2. а) светлопольное изображение микроструктуры титана ВТ1-0 после закалки в воду с температуры 900 °. Зерно первичной α -фазы; б) темнопольное изображение частиц карбида титана после старения при температуре 300 °С в течение 3 часов пересыщенного твердого раствора углерода в ГПУ титане; в) частица карбида титана после старения при температуре 550 °С в течение 3 часов пересыщенного твердого раствора углерода в ГПУ титане.
Ось зоны ГПУ матрицы [2-1-10]

После отжига пересыщенного твердого раствора углерода в ГПУ титане при 300 °С в течение 3 часов выделяется большое число частиц (рис. 2,б), средний размер которых составляет порядка 25 нм. Повышение температуры отжига до 550 °С приводит к увеличению среднего размера частиц до 45 нм (рис. 2,в). Данные СХПЭЭ свидетельствуют о том, что частицы представляют собой карбиды титана.

Таким образом, установлено, что в результате диффузионного распада пересыщенного твердого раствора углерода в ГПУ матрице титана выделяются дисперсные частицы с ГЦК решеткой, которые являются карбидом титана нестехиометрического состава (δ -фаза).

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке в рамках государственных контрактов № 02.740.11.0137, ПЗ29 с использованием оборудования ЦКП БелГУ.

Список используемых источников:

1. Ильин, А.А. Применение материалов на основе титана и его сплавов для изготовления медицинских имплантатов./А.А. Ильин, С.В. Скворцова, А.М. Мамонов и др. Металлы, 2002, №3, С. 97-104.
2. Колобов, Ю.Р. Структура, механические и электрохимические свойства ультрамелкозернистого титана. Ю.Р. Колобов, О.А. Кашин, Е.Е. Сагымбаев и др.// Изв. вузов. Физика. –2000.– № 1.– С. 77-85.
3. Колобов Ю.Р. Технологии формирования структуры и свойств титановых сплавов для медицинских имплантатов с биоактивными покрытиями // Российские нанотехнологии - 2009. - №11-12 – С.19-31.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ПЛАСТИЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Панин П.В., Грушин И.А., Крылов С.А.

Руководитель – проф., д.т.н. Скворцова С.В.

ГОУ ВПО «МАТИ» – Российский государственный технологический
университет им. К.Э. Циолковского, г. Москва

PaninPaV@yandex.ru

Пластичность является одним из основных критериев выбора того или иного материала не только с точки зрения условий эксплуатации, но и при получении полуфабрикатов или готовых изделий. Поэтому проблема повышения пластичности никогда не утратит своей актуальности. Так, в последнее время к показателям пластичности авиационных сплавов титана предъявляются особенно высокие требования. Принимая во внимание то, что титановые сплавы считаются «естественно» сверхпластичными, значительный научный и практический интерес представляет изыскание возможных путей достижения в них сверхпластического состояния.

Создание в металлическом материале нано- и субмикроструктурной структуры позволяет изменять параметры пластической деформации: увеличивать относительное удлинение, снижать напряжение течения и температуру сверхпластической формовки. Существует несколько способов получения такой структуры. Одними из основных являются интенсивная пластическая деформация и водородная технология. Данная работа посвящена разработке водородной технологии получения листовых полуфабрикатов α - и $\alpha + \beta$ -титановых сплавов с субмикроструктурной структурой.

Исходным материалом для исследования служили заготовки 250×150 мм, вырезанные из плит титановых сплавов ВТ5 и ВТ6 толщиной 20 мм. Наводороживание заготовок осуществляли термодиффузионным способом в среде высокочистого молекулярного водорода в установке Сивертса. Фазовый состав и структуру изучали методами оптической и рентгеновской металлографии. Испытания на пластичность проводили в воздушной атмосфере на образцах, изготовленных по опытному чертежу.

На первом этапе работы было исследовано влияние водорода на фазовый состав и структуру сплавов. Показано, что с помощью термоводородной обработки можно создать во всех исследуемых сплавах новый тип структуры, недостижимый традиционными способами. Так, в процессе наводороживания до относительно больших концентраций водорода (0,7...0,8 % по массе) в сплавах происходит перераспределение атомов основных легирующих элементов между α - и β -фазами. При этом важно, чтобы при температуре наводороживания инициированное водородом $\alpha \rightarrow \beta$ -превращение не завершалось – тогда создаются условия для обогащения непревращенной α -фазы алюминием до концентраций, значительно превышающих среднюю его

концентрацию в сплаве (так что в некоторых микрообъемах α -фазы протекают процессы упорядочения), что приводит к формированию гетерофазной структуры ($\alpha + \alpha_2$ или $\alpha + \alpha_2 + \beta$ в зависимости от сплава), в которой присутствуют две α -фазы, отличающиеся химическим составом.

На следующем этапе работы изучали влияние термоводородной обработки, совмещенной с прокаткой, на структуру исследуемых сплавов. Показано, что такое комбинированное воздействие по схеме «наводороживание → прокатка → вакуумный отжиг» позволяет создать в титановых сплавах ВТ5 и ВТ6 гетерофазную структуру со средним размером структурных составляющих не более 500 нм.

Создание субмикроструктурной структуры, в которой прочные частицы $\alpha(\alpha_2)$ -фазы находятся в пластичной матрице, обедненной алюминием, должно приводить к увеличению относительного удлинения и к уменьшению напряжения течения.

На основании выявленных закономерностей была разработана технология получения листовых заготовок из сплавов ВТ5 и ВТ6 с субмикроструктурной структурой для последующей пластической деформации при пониженных температурах. Эта технология включает в себя насыщение исходных заготовок водородом, прокатку при 700 °С в условиях водородного пластифицирования, и низкотемпературный вакуумный отжиг готовых листов.

Испытания на пластичность полученных листов с субмикроструктурной структурой проводили при температуре 725 °С, что почти на 200 °С ниже предусмотренной промышленной технологией для сплава ВТ6. Результаты испытаний показали, что относительное удлинение составляет 1200 % для сплава ВТ6 при напряжении течения не более 25 МПа. Относительное удлинение для сплава ВТ5 при температуре испытания 800 °С составляет 650 %, а напряжение течения – не более 35 МПа. Начальная скорость деформации составляла $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Таким образом, совмещение термоводородной обработки с пластической деформацией позволяет получать листовые полуфабрикаты с субмикроструктурной структурой, которая, в свою очередь, обеспечивает значительное увеличение относительного удлинения при меньшем напряжении течения.

Результаты проведенной работы позволяют сделать вывод о возможности использования листовых полуфабрикатов сплавов ВТ5 и ВТ6, полученных по разработанной опытной технологии, для сверхпластической формовки.

Работа выполнена при финансовой поддержке аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010)», проект № 7027.

ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ПРИ НОРМАЛЬНОЙ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Шалин А.В., Дзунович Д.А., Пожого В.А.

Руководитель – проф., д.т.н. Скворцова С.В.

ГОУ ВПО «МАТИ» – Российский государственный технологический
университет им. К.Э.Циолковского, г. Москва
mitom@implants.ru

В последние годы большой интерес при изготовлении изделий для машиностроения и авиационной промышленности представляют конструкционные ($\alpha + \beta$)-титановые сплавы. Для этих сплавов существует широкая возможность, с помощью термической и термомеханической обработок, изменять структуру, а, соответственно, и свойства. Наиболее используемым из данного класса сплавов является сплав ВТ6, обладающий высоким значением технологической пластичности, но недостаточно высокими прочностными свойствами. Однако из-за невысокой степени легирования β -стабилизаторами, а, следовательно, и высокой температурой полиморфного превращения, деформацию данного сплава необходимо проводить при относительно высоких температурах, что является экономически невыгодным процессом.

В данной работе исследовалась возможность создания в опытных титановых сплавах структурного состояния, обеспечивающего повышенную технологическую пластичность при нормальной и повышенных температурах с сохранением высокого уровня прочностных свойств. Для решения этой задачи были выплавлены сплавы на основе систем легирования Ti-3,2Al-V-Mo-Sn-Zr и Ti-4,8Al-V-Mo-Zr-Nb.

Полуфабрикаты из опытных сплавов были получены методом двойного вакуумного переплава, с последующей изотермической ковкой в интервале температур 900...1000 °С. Выбор режимов термической обработки проводился в зависимости от температуры A_{c3} , которая для сплава Ti-3,2Al-V-Mo-Sn-Zr составляла 870 °С, а для сплава Ti-4,8Al-V-Mo-Zr-Nb – 850 °С. Для оценки технологической пластичности сплавов проводили испытания на осадку при нормальной и повышенной температурах на образцах размером $\varnothing 11 \times 14,5$ мм. Уровень прочностных свойств сплавов определялся в отожженном и упрочненном состояниях при нормальной температуре.

Проведение тепловой прокатки полуфабрикатов из сплава системы Ti-3,2Al-V-Mo-Sn-Zr с последующим ступенчатым отжигом приводит к формированию в заготовках структуры, содержащей около 70 % α -фазы и 30 % β -фазы. Такая структура обеспечивает значения прочности $\sigma_B = 900$ МПа, $\sigma_{0,2} = 880$ МПа, а также высокую технологическую пластичность $\delta = 16$ %.

позволяющую осуществлять операцию осадки при нормальной температуре со степенью сжатия 71 %. Последующее старение образцов из этого опытного сплава позволяет увеличить прочность на 150 МПа с сохранением высоких значений пластичности.

Термическая обработка горячекатанных полуфабрикатов из сплава системы Ti-4,8Al-V-Mo-Zr-Nb формирует двухфазную структуру, обеспечивающую прочностные свойства на уровне $\sigma_b = 940$ МПа, $\sigma_{0,2} = 930$ МПа и пластичность $\delta = 18,5$ %. Проведенные сравнительные испытания на осадку опытного сплава и ВТ6 показали, что в исследуемом сплаве удельное усилие сжатия при температуре 780 °С сопоставимо с усилием, получаемом на сплаве ВТ6 при температуре 850 °С. Проведение дополнительной упрочняющей обработки позволило увеличить прочность на 200 МПа при незначительном уменьшении пластичности.

Исследования проведены при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований №09-03-00480_а.

СЕКЦИЯ 6. СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ОЦЕНКИ УПОРЯДОЧЕННОСТИ СТРУКТУРЫ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Носова Е.А.

Руководитель – член-корреспондент РАН, д.т.н. Гречников Ф.В.
Самарский государственный аэрокосмический университет, г. Самара
eanosova@mail.ru

Влияние упорядоченных структур на механические и технологические свойства металлических сплавов очевидно: с увеличением степени упорядоченности повышается равномерность механических и технологических свойств, эксплуатационная надёжность. Однако на сегодняшний день не существует однозначного критерия, позволяющего оценить уровень порядка в кристаллических телах. По-прежнему сохраняется понятие ближнего и дальнего порядка, наличия дефектов внутреннего строения и т.п. Вместе с тем, сохраняется необходимость установления связи характера структуры и требуемых свойств материалов, причём интервал разброса последних желательно уменьшать, гарантируя высокий их уровень. В алюминиевых сплавах, независимо от их технологического признака можно выделить следующие уровни упорядочивания структур:

1. Равномерное зёрненное строение.
2. Распределение вторичных включений внутри твёрдых растворов.
3. Распределение дефектов внутреннего строения (вакансий, внедрённых и примесных атомов, дислокаций).

Каждый из указанных уровней имеет свои особенности и способы математического описания. Равномерное зёрненное строение имеет значение для всех типов сплавов: литейных и деформируемых. В последних необходимо гарантировать повторяемость достигнутых результатов на большие расстояния (от нескольких миллиметров по толщине до десятков метров по длине при изготовлении обшивочных листов). В случае литейных сплавов распределение эвтектик желательно мелкодисперсное в виде отдельных равноосных кристаллитов. Поскольку в этой категории сплавов при литье сохраняются все три зоны (мелкокристаллический ободок, столбчатые кристаллы и центральная зона равноосных зёрен), то однозначного описания зёрненной структуры с помощью одной функции невозможно. В этом случае область определения функции распределения разбивается на 3 области. Математическое описание требований к зёрненной структуре для выбранной области сечения полуфабриката (или фасонной отливки) можно представить функцией распределения нормальной вероятности. Чем более узкий интервал области

определения, тем предпочтительнее зёрненная структура. Другим вопросом, касающимся описания размера зерна, является задача выбора направления, в котором происходит замер. Так, в холоднокатаном и рекристаллизованном листе в зависимости от плоскости анализа структур (боковая (по толщине), торцевая (то ширине) и плоская (по длине)) наблюдаются вытянутые в направлении главной деформации кристаллиты, размер которых может отличаться в несколько раз в зависимости от выбранного направления. То есть, визуальная оценка размера зерна в этом случае, даёт большую погрешность. Области когерентного рассеяния, определяемые с помощью рентгеноструктурного анализа, не зависят от упомянутых факторов, а потому являются параметром, характеризующим размер зерна.

Вторичные включения внутри зерна распределяются согласно диффузионным закономерностям. Чем более легирован сплав, тем больше видов включений и вероятности их выпадения по телу зерна. Как правило, при отжиге интерметаллиды распределяются равномерно, однако отождённое состояние поставки (М) для термически упрочняемых сплавов встречается крайне редко, в то время как состояние поставки Т и Т1 наиболее часто. В этом случае вторичные включения выпадают по границам зёрен (а точнее, на некотором расстоянии от границы), а при увеличении выдержки или температуры повторного нагрева коагулируют и приводят к перестариванию сплавов. Характер распределения вторичных включений можно описать гиперболической зависимостью в координатах «количество включений N - расстояние от границы x ». Чем ближе положение кривой к горизонтальной зависимости ($N = \text{const}$), тем благоприятнее структура для дальнейшей листовой штамповки или эксплуатации изделия.

Присутствие постоянных дефектов кристаллического строения повышает уровень прочности. Так, атмосферы Коттрелла приводят к появлению «зуба текучести» на кривой растяжения. Наложение внешнего воздействия в виде пластического деформирования, термической обработки влияет на перераспределение этих дефектов и их плотности. В связи с этим дальнейшая обработка может существенно изменить равномерность диффузионных и дислокационных процессов. Несмотря на то, что дислокации можно обнаружить с помощью современного исследовательского оборудования, их выявление часто происходит в локальной области изделия. Следовательно, невозможно напрямую установить плотность точечных и линейных дефектов в макрообъёме металла. Вместе с тем, известно, что удельное электросопротивление является структурно чувствительной характеристикой, но алюминиевые сплавы обладают малыми значениями этой величины, поэтому для его измерения требуются очень чувствительные установки. Увеличение упорядоченности распределения дефектов внутри блока твёрдого раствора будет влиять на изменение температурной зависимости электросопротивления.

ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ДЛЯ ОБРАБОТКИ ОБРАТНЫХ ПОЛЮСНЫХ ФИГУР ПРИ ОЦЕНКЕ ТЕКСТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Котов В.В.

Руководитель – проф., д.т.н. Логинов Ю.Н.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,
г. Екатеринбург
unl@mtf.ustu.ru

Расчет показателей анизотропии по виду обратных полюсных фигур (ОПФ) вручную является чрезвычайно трудоемким, а компьютерных приложений для автоматизации этого процесса в России не существует. Поэтому создание программных продуктов для автоматизированного расчета базовых показателей текстурованности материалов с ГПУ решеткой является актуальной задачей.

Программа написана на языке Free Pascal, в программной оболочке Lazarus 0.9.24 beta. Оболочка Lazarus – это интегрированная среда разработки (IDE) для создания графических и консольных приложений с использованием компилятора Free Pascal, который является аналогом языков Pascal и Object Pascal, распространяемым под лицензией GPL (General Public License), и работающим под Windows, Linux, Mac OS X, FreeBSD.

Оболочка Lazarus – это приложение, которое позволяет разрабатывать программы для всех вышеперечисленных платформ в Delphi-подобном окружении. Лицензия GPL (General Public License) на программное обеспечение – это вид разрешения, который позволяет не только бесплатно его использовать, но изменять и даже распространять, поэтому результаты работы в таких программах можно использовать по своему усмотрению.

Блок схема работы предлагаемой программы «KearnsParameters» представлена на рис. 1.

Программа позволяет на основе обратных полюсных фигур получить значения трех параметров Кернса, показывающих расположение кристаллитов в трубной заготовке, а, следовательно, и анизотропные свойства. Помимо этого производится расчет значений параметра отношения деформаций укорочения (contractile strain ratio – CSR), определение которого экспериментальным путем является крайне дорогостоящим и трудоемким процессом.

На основе вычисленных значений параметров Кернса f_i ($i = r, \varphi, z$) программа позволяет осуществить визуализацию – получить изображение кристаллита (суперпозицию всех кристаллитов, которая показывает их преимущественную ориентацию) в заготовке с учетом его ориентации. Также выводится значение углов наклона кристаллита по отношению к осям изделия.

В программу введены возможности проверки и корректировки вводимых данных, встроена защита от ввода заведомо неправильных величин, предусмотрена возможность сохранения результатов.

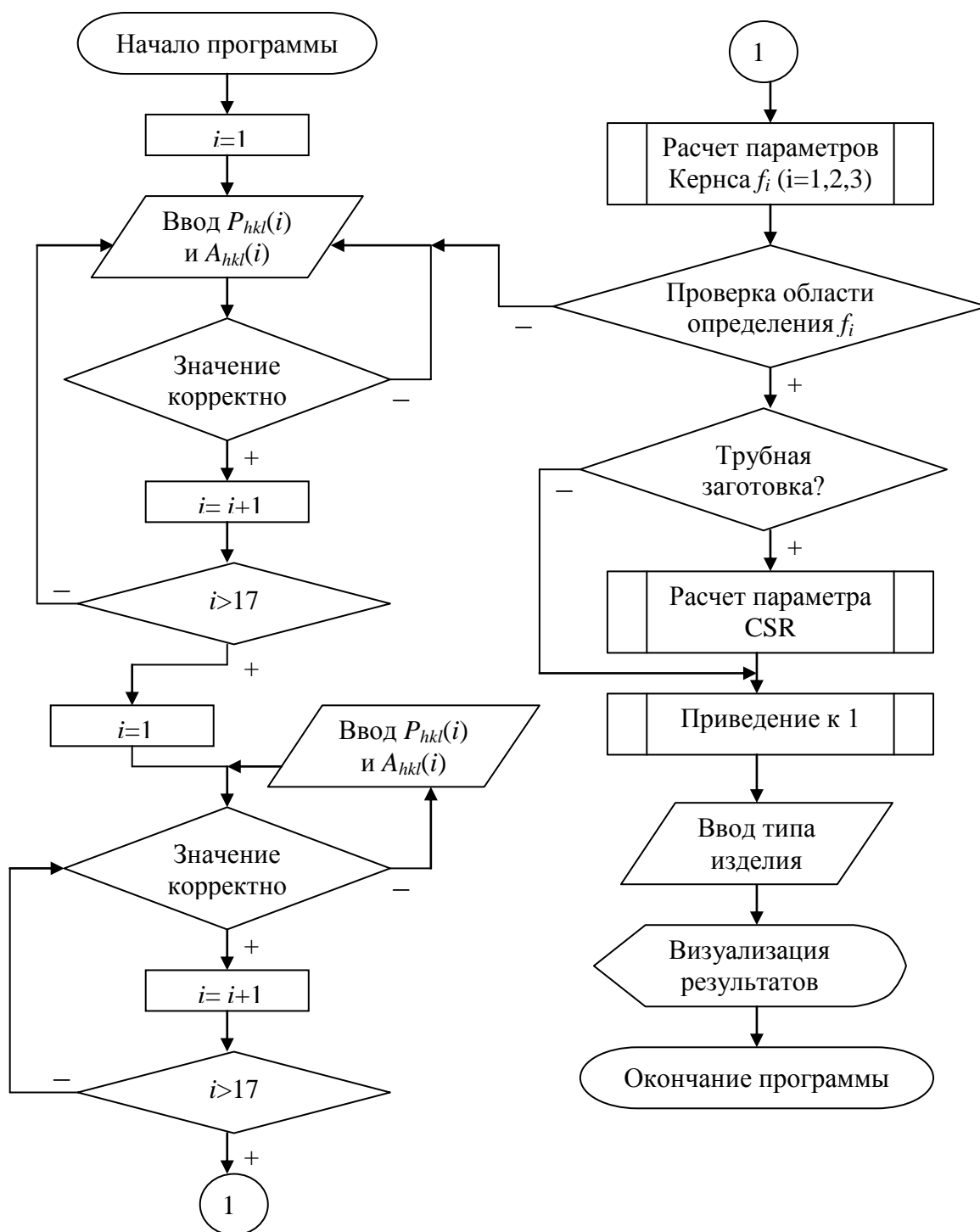


Рисунок 1. Блок схема программы «KearnsParameters»

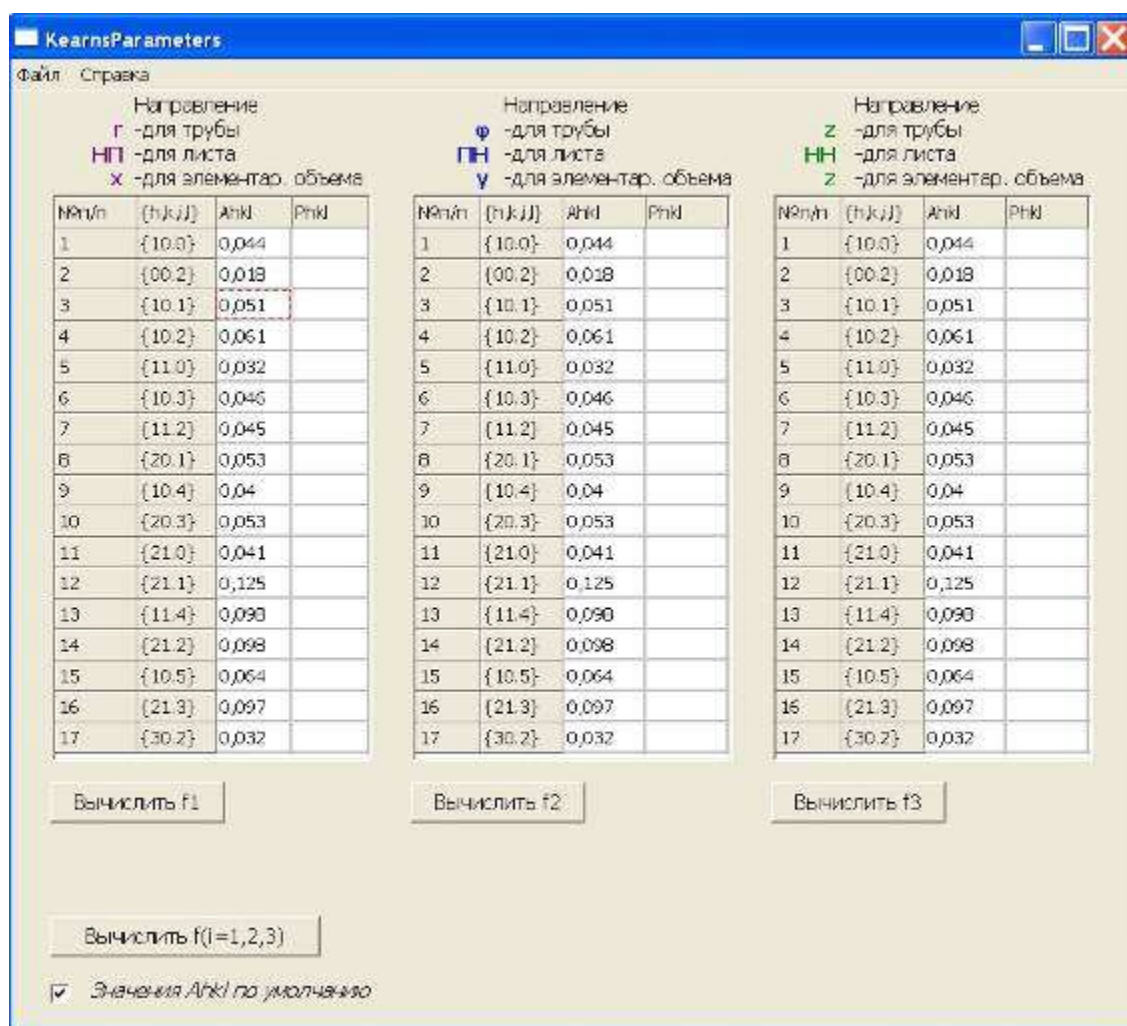


Рисунок 2. Главное диалоговое окно программы «KearnsParameters»

На разработку получено свидетельство № 2009610228 о государственной регистрации программного продукта.

ПРОЧНОСТНЫЕ РАСЧЕТЫ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ПРЕССОВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ

Зорихин Д.В.

Руководители – проф., д.т.н. Логинов Ю.Н.,

доц., к.т.н. Инатович Ю.В.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,

г. Екатеринбург

omd@mtf.ustu.ru

Производительность прессовых установок, качество и себестоимость готовых изделий в значительной степени зависят от работоспособности применяемого инструмента, стоимость которого составляет до 25 % стоимости передела прессового цеха. Работоспособность инструмента определяется его конструкцией, прочностными характеристиками, свойствами инструментальных материалов, температурно-силовыми условиями эксплуатации и качеством его изготовления.

При проектировании и эксплуатации прессов необходимо грамотно рассчитывать прессовый инструмент. Обычно размеры инструмента предварительно определяют по эмпирическим соотношениям, обобщающим опыт прессового машиностроения, или размерам инструмента типовых прессов, а затем делают поверочные расчеты на прочность, по результатам которых корректируют принятые конструктивно размеры.

В настоящей работе создана методика поверочных расчетов основного инструмента горизонтальных гидравлических прессов: контейнеров, пресс-штемпелей, пресс-шайб, игл, матриц, иглодержателей и матрицедержателей, реализованная в виде программного комплекса, разработанного на языке Delphi 5. Программный комплекс работает в интерактивном режиме.

Для управления работой программы используется удобное меню, позволяющее выбирать вид рассчитываемого инструмента и вызывать на экран дисплея окна для ввода исходных данных (см. рисунок 1).

Исходные данные вводятся в активные окна в соответствии с указанными метками и размерностью. Для внесения полной ясности в ввод служат поясняющие рисунки с указанием возможной формы и размеров рассчитываемого инструмента. В раскрывающихся меню выбираются соответствующие виды процесса, приложение нагрузки и др. в соответствии с метками.

При необходимости получения справки о механических свойствах основных сталей и сплавов, используемых для изготовления прессового инструмента можно прибегнуть к общей справке, нажав кнопку “Справка” в главном меню программы.

Для начала расчета следует нажать кнопку “Начать расчет” в правом нижнем углу окна программы.

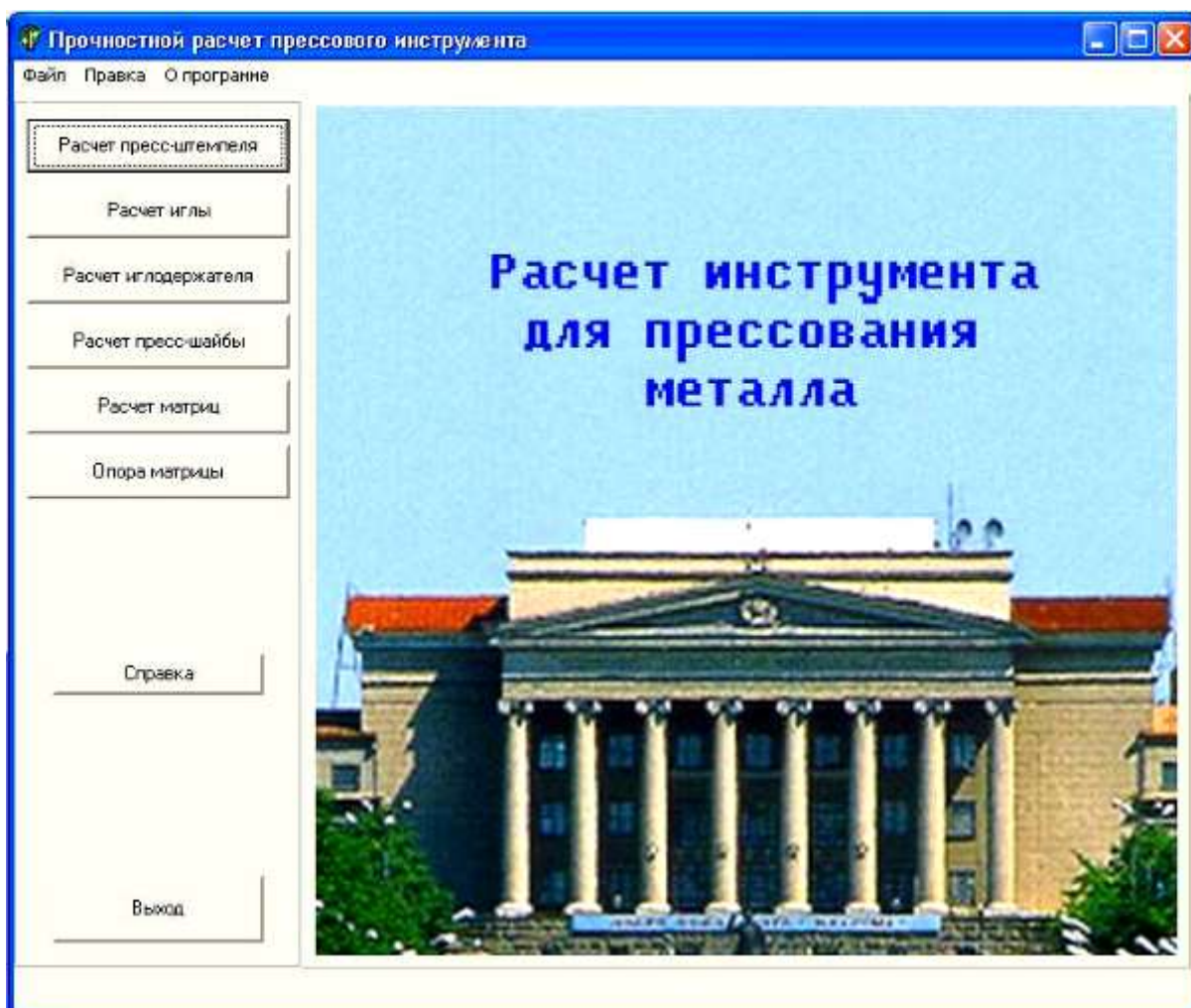


Рисунок 1. Главное окно программного комплекса прочностных расчетов прессового инструмента

Программа содержит проверку введенных данных. При введении значений, приводящих к невозможности расчета, или не введении необходимых данных, приложение сообщит об этом посредством вывода окна соответствующего содержания.

Результаты расчета выводятся в неактивные окна в соответствии с указанными метками и размерностью. При необходимости очистки формы для следующего расчета можно прибегнуть к функции "Обнуление" (Правка/Обнуление), вызываемой нажатием клавиши F2 на клавиатуре. При использовании этой функции производится сброс значений лишь в активном окне, что не обнуляет совершенный ранее расчет другого инструмента.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ ВЫСОКОРАЗРЕШАЮЩЕЙ АНАЛИТИЧЕСКОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ УПОРЯДОЧЕННОЙ ФАЗЫ Ti_3Al В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6

Манохин С.С.

Руководитель – к.ф.-м.н. Иванов М.Б.

Белгородский государственный университет, НОЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», г. Белгород, Россия
manohin@bsu.edu.ru

Эффективным методом управления структурно-фазовым составом $\alpha + \beta$ титановых сплавов является обратимое легирование водородом (ОЛВ) [1]. Растворяясь в основном в β -фазе, водород повышает способность к пластической деформации материала. Этот эффект позволяет улучшить технологичность обработки жаропрочных титановых сплавов [2]. Ранее нами было установлено [3], что в результате термоводородной/водородопластической обработок в сплаве ВТ6 возможно формирование упорядоченной α_2 -фазы (Ti_3Al). Показано, что варьируя параметры водородопластической обработки (степень деформации, температуру отжига), можно реализовать контролируемое получение несколько типов микроструктур с различной (в интервале 9...18 масс. %) объемной долей α_2 -фазы. Состояния сплава ВТ6, с α - и α_2 -фазой пластинчатой морфологии обладают большим сопротивлением пластической деформацией при температурах до 873 К по сравнению со сплавом характеризующимся бимодальной структурой.

Целью данной работы являлось показать методами высокоразрешающей аналитической просвечивающей электронной микроскопии особенности микроструктуры α_2 -фазы в титановом сплаве ВТ6 после водородопластической обработки.

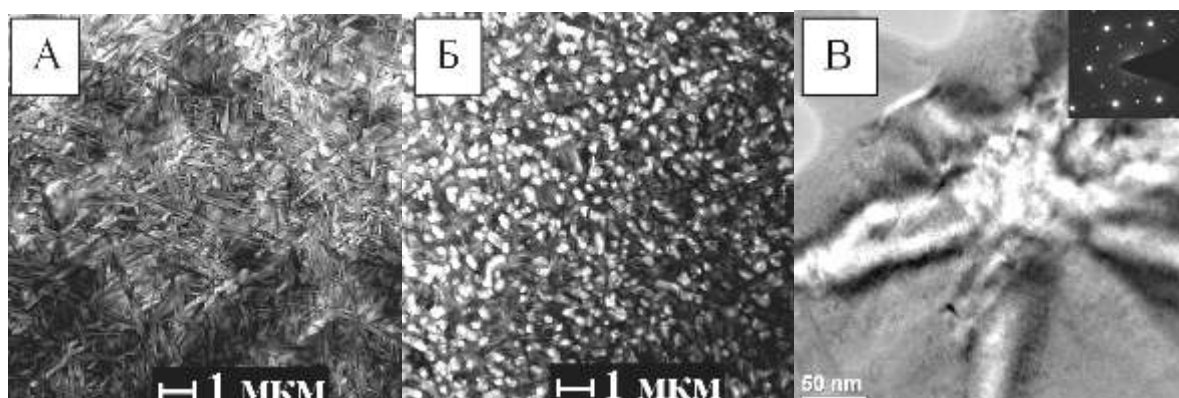
В работе использовали титановый сплав марки ВТ6. Химический состав, % (масс.): 6,8 Al; 5,2 V; прочие 1,3, остальное Ti. В данной работе рассмотрено состояния после теплой пластической деформации на степень до 50 % и отжигом (в наводороженном состоянии) в интервале температур 773...1023 К. Конечным этапом обработки всегда являлся вакуумный отжиг, для удаления водорода до безопасных концентраций (0,002 масс. %). В отличие от образцов после пластической деформации прокаткой на степень 0...20 %, в образцах после деформации на степень порядка 50 % обнаруживаются глобулярные кристаллиты (рис. А, Б).

Электронно-микроскопические исследования подтверждают данные рентеноструктурного анализа о наличии в структуре упорядоченной α_2 -фазы. Темное поле, получено в «экстра» и матричном рефлексах (рис. Г, Д). Размер доменной структуры, с антифазными границами, в упорядоченной α_2 -

фазе порядка 10 нм. Известен факт, что повышение дисперсности доменной структуры с антифазными границами, приводит к повышению жаропрочных свойств сплавов. Например, предел текучести структуры с доменами Ti_3Al порядка нескольких микрон, может быть повышен в пять раз при уменьшении среднего размера домена с антифазными границами до сотни нанометров при контроле морфологии [4]. Методом высокоразрешающей просвечивающей микроскопии в оси зоны $[0001]\alpha_2, [10-10]\alpha_2, [21-31]\alpha_2, [02-21]\alpha_2$ получены изображения атомной решетки. Методами прямого и обратного Фурье-преобразования, выявлены характерные межплоскостные расстояния и положения атомов для упорядоченной α_2 ГПУ структуры с типом симметрии D_{019} . Например, на рис. Е, приведено изображение прямого разрешения решетки в оси зоны $[0001]\alpha_2$, а также схемы упаковки атомов с антифазной границей домена в решетке Ti_3Al (рис. Ж).

Методом энергодисперсионного рентгеновского анализа построены карты распределения элементов в микроструктуре сплава (рис. Д), а также определены концентрации атомов в α -матрице сплава и в областях с α_2 -фазой. Обнаружено, что объемная доля атомов Al в упорядоченной α_2 -фазе соответствует стехиометрическому составу.

Кроме этого, определены изменения в электронной структуре α_2 -фазы из спектров характеристических потерь энергии электронов в тонкой фольге одинаковой толщины в различных осях зон. Плотность заполненных состояний электронов в упорядоченной α_2 -фазе и α -матрице ГПУ титана была оценена из измерения интенсивности белых линий (края поглощений в результате перехода $p \rightarrow d$). На рис. 2 приведены края поглощения титана Ti_{L2} и Ti_{L3} в оси зоны $[21-31]$. На данном рисунке Ti_{L2} и Ti_{L3} обозначены белые линии, соответствующие переходам из $2p_{1/2}$ и $3p_{3/2}$ в $3d$. Наблюдаются изменения высоты L-краев поглощения вследствие атомного упорядочения. Так высота $\text{Ti}_{L2,3}$ краев поглощения α_2 -фазы ниже, чем α -фазы без упорядочения. Связано это с тем, что плотность незаполненных состояний титана в результате упорядочения снижается, а плотность незаполненных состояний алюминия возрастает [5]. Кроме этого, наблюдается смещение края поглощений $\text{Ti}_{L2,3}$ α_2 -фазы в сторону меньших энергий, что может быть вызвано химическим смещением, описанным в работах [5, 6].



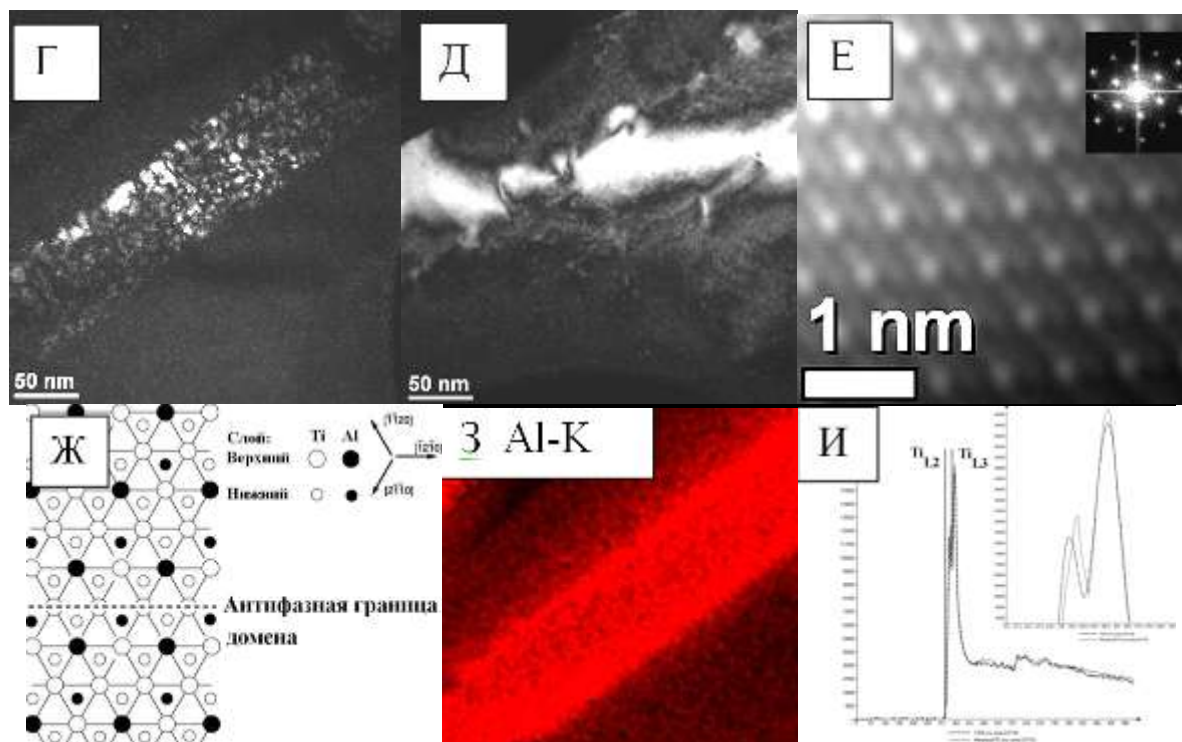


Рисунок. Изображения микроструктуры титанового сплава ВТ6 после водородопластической обработки: А, Б – просвечивающая электронная микроскопия в режиме сканирования (STEM) образцов состояний без и с пластической деформацией прокаткой на степень 50 %; В, Г, Д – светлое (с микродифракцией) и темное поля (в $(-1010)_{\alpha_2}$ и $(-1010)_{\alpha}$ рефлексах, с площади $0,03 \text{ мкм}^2$); Е – высокоразрешающая просвечивающая электронная микроскопия с Фурье-преобразованием; Ж – схема упаковки атомов с антифазной границей домена в Ti_3Al с типом структуры решетки DO_{19} в оси зоны $[0001]_{\alpha_2}$; З – картирование по Al; И – спектр характеристических потерь энергии электронов с α_2 - и α -фазы

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке в рамках государственных контрактов №02.523.11.3007, №02.740.11.0137 и П329.

Используемые литературные источники:

1. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. – М.: Наука, 1994. – 304 с.
2. V. K. Nosov, A. V. Ovchinnikov and Yu. Yu. Shchugorev, Applications of hydrogen plasticizing of titanium alloys // Metal Science and Heat Treatment 50 (2008) 378.

3. M. B. Ivanov, S. S. Manokhin, Yu. R. Kolobov, D. A. Nechayenko Phase composition and microstructure of Ti-6Al-4V alloy after hydrogen-plastic working// Materials physics and mechanics, №4, 2010 (в печати).
4. Y. Koizumi et.al. Effect of Al concentration on growth of antiphase domains in Ti_3Al // Materials research society symposium, Vol. 705, 2002, pp. Y7.10.1-Y7.10-5.
5. Zhong, X. Y. Zhu, Jing Zhang, A. H. Mou, S. C. Investigation of electronic structures of ordered and disordered Ni_3Fe by electron energy loss spectroscopy// Applied Physics Letters, 89, 2009, pp. 151912-1 - 151912-3.
6. K. Lie and R. Holmestad Experimental and theoretical investigations of EELS near-edge fine structure in TiAl with and without ternary addition of V, Cr, or Mn// Physical review B, 57, 1998, pp. 1585-1593.

СОЗДАНИЕ РАСЧЕТНЫХ МЕТОДОВ ОЦЕНКИ ГРЯЧЕЛОМКОСТИ И ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРИ РАЗРАБОТКЕ НОВЫХ ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Поздняков А.В.

Руководитель – проф., д.т.н. Золоторевский В.С.

НИТУ «МИСиС», г. Москва

pozdniakov_av@inbox.ru

Одной из основных задач металловедения литейных алюминиевых сплавов, помимо повышения их эксплуатационных характеристик, является обеспечение высокого уровня литейных свойств, необходимого для получения качественных отливок. В настоящей работе исследуется важнейшее из таких свойств – горячеломкость.

Резко выраженная горячеломкость сплавов при литье сильно осложняет, а часто делает практически невозможным внедрение в серийное производство новых сплавов с ценными эксплуатационными свойствами. В связи с этим необходим такой научно обоснованный подход к разработке новых и улучшению существующих сплавов, при котором наряду с получением высокой прочности, жаропрочности и других эксплуатационных свойств обеспечивалась бы высокая сопротивляемость сплавов образованию горячих трещин.

До сих пор все проблемы горячеломкости решались эмпирически. Конечной целью нашей работы является разработка методов прогнозирования горячеломкости по результатам термодинамических расчетов и их использование при создании новых литейных алюминиевых сплавов.

Настоящий доклад отражает результаты начального этапа работы. Были проведены расчеты эффективного интервала кристаллизации и температурного интервала хрупкости, экспериментально исследована структура в эффективном интервале кристаллизации (ЭИК) после закалки из твердо-жидкого состояния сплавов двойных и тройных систем на основе алюминия.

На примере двойных систем Al-Cu (рисунок 1), Al-Mg и Al-Si изучена корреляция экспериментально определяемого показателя горячеломкости (ПГ) с рассчитанной величиной ЭИК по разнице между температурой образования определенного количества твердых фаз (65...90 % масс.) и температурой неравновесного солидуса. Показано, что положение максимума ПГ практически совпадает с рассчитанным максимальным ЭИК. Установлена хорошая сходимость между расчетной и экспериментально определенной величиной ЭИК.

В изученных тройных системах Al-Cu-Mg, Al-Cu-Si и Al-Si-Mg корреляция величины расчетного ЭИК и ПГ в целом значительно хуже. Показано, что на лучевых разрезах тройных систем (рисунок 2) можно

получить аналогичную двойным системам корреляцию ПГ и рассчитанного ЭИК (рисунок 3) в том случае, когда все сравниваемые по ПГ сплавы кристаллизуются по одинаковым реакциям с участием одинаковых фаз.

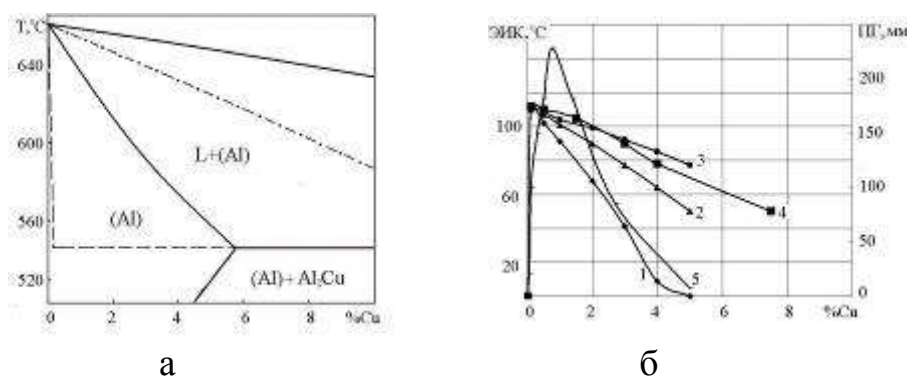


Рисунок 1. Фазовая диаграмма системы Al-Cu со стороны алюминия (а) и зависимости ЭИК и ПГ от концентрации меди (б): пунктир на фазовой диаграмме – неравновесный солидус, штрих-пунктир – температура начала линейной усадки по [1]; кривые 1...3 – расчет ЭИК при массовой доле твердых фаз 90 % (1), 80 % (2), 65 % (3); кривые 4, 5 – экспериментально построенные зависимости ЭИК (4) и ПГ (5) от концентрации меди по [1]

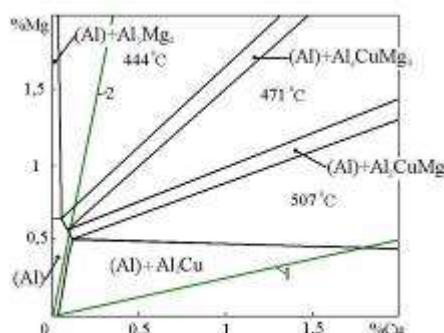


Рисунок 2. Границы фазовых областей после окончания неравновесной кристаллизации в системе Al-Cu-Mg. Цифрами указаны температуры кристаллизации тройных эвтектик: (Al) + Al₃Mg₂ + Al₆CuMg₄ – 444 °C, (Al) + Al₆CuMg₄ + Al₂CuMg – 471 °C, (Al) + Al₂CuMg + Al₂Cu – 507 °C

Для исследования микроструктуры сплавов в твердо-жидком состоянии проводили закалку из ЭИК на специально сконструированной и изготовленной установке. По анализу микроструктуры для сплава Al – 5 % Cu получили, что объемная доля «закаленной» жидкости не зависит от температуры закалки. Это значит, что чем выше температура закалки, тем большее количество алюминиевого твердого раствора (Al) наслаивается на первичные кристаллы (Al) в процессе быстрой кристаллизации жидкости с использованными в работе скоростями охлаждения в интервале от 2500 К/мин до 25 000 К/мин, то-есть не удастся зафиксировать структуру, имеющуюся при температуре закалки.

Однако в сплаве Al – 6 % Mg наслоение алюминиевого твердого раствора происходит в меньшей степени, чем в сплаве Al – 5 % Cu, и наблюдается структура, более близкая к реальной. При этом соотношение экспериментально определенных объемных долей «закаленной» жидкости при разных температурах закалки близко к расчетному их соотношению (таблица 1).

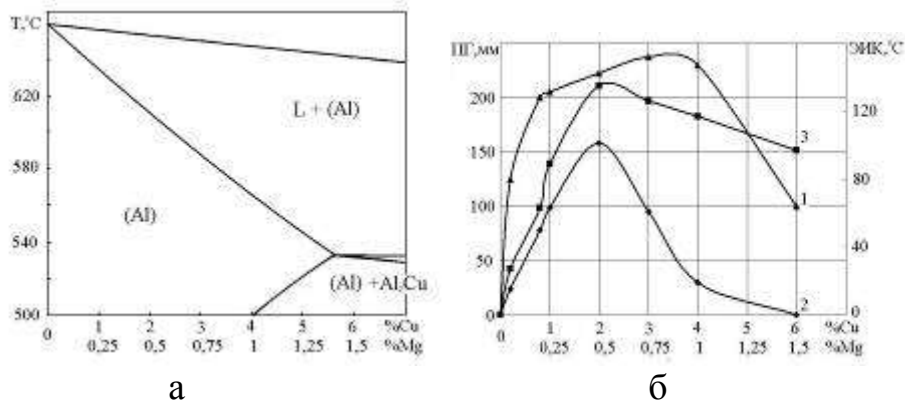


Рисунок 3. Политермический разрез 1 по рисунку 2 в системе Al-Cu-Mg (а) и концентрационные зависимости ПГ (кривая 1) и расчетного ЭИК (90 % (кривая 2) и 65 % (кривая 3) твердых фаз) (б)

Таблица 1. Объемная доля жидкой фазы при различных температурах в сплаве Al – 6 % Mg

Расчетная объемная доля жидкой фазы при различных температурах, %			Экспериментальная объемная доля «жидкой» фазы при различных температурах, %		
600 °C	581 °C	545 °C	600 °C	581 °C	545 °C
37	27	17	14 ± 0,5	12 ± 1	7 ± 1

В дальнейшем необходимо проведение новых экспериментов, с рассмотрением большего количества сплавов различного состава и разных систем на основе алюминия и с применением режимов более быстрого охлаждения.

Используемые литературные источники:

1. Новиков И.И.. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1966.
2. Конструкция установки предложена проф. В.К. Портным.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ИХ ТЕХНОЛОГИЧНОСТЬ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ

Томилова И.В.

Руководитель – доц., к.т.н. Носова Е.А.

Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика

С.П. Королева, г. Самара

irina-tomilova@mail.ru

С развитием промышленности, в частности, самолето- и ракетостроения, алюминиевые сплавы получили широкое распространение за счет высокой прочности при относительно малой плотности. Они хорошо деформируются, обладают большим запасом пластичности, что обеспечивает их технологичность при большинстве операций обработки металлов давлением. Но, не смотря на то, что история промышленного применения алюминиевых сплавов насчитывает уже более ста лет, вопрос технологичности изучен на уровне, не позволяющем конкретно оценить параметры, влияющие на нее.

Технологичность – это совокупность свойств, позволяющих обрабатывать материал при оптимальном соотношении «затраты ресурсов – выход годного». К технологическим свойствам при обработке металлов давлением, в частности, при холодной прокатке относятся прочность и пластичность, которые характеризуются временным сопротивлением σ_b , МПа, и относительным удлинением δ , %, соответственно. Известно, что с увеличением содержания легирующих элементов сплав становится более прочным, пластичность, как правило, падает. Таким образом, фазовый состав и структура сплава оказывают прямое влияние на его технологические свойства.

Для оценки структурно-фазового состава используется математическое описание, которое учитывает количество фаз и характер их распределения. Следовательно, для сплава, обладающего оптимальным набором технологических свойств, можно определить параметры структурно-фазового состава.

Для изучения были взяты три сплава: АВ, Д16, В95. Все они относятся к деформируемым алюминиевым сплавам, упрочняемым термической обработкой. Для каждого из этих сплавов было определено среднее содержание легирующих элементов (ГОСТ 4784-97), которое составило 3,3; 8,3, и 11,8 % для сплавов АВ, Д16 и В95, соответственно. Были построены графики зависимости временного сопротивления и относительного удлинения от среднего содержания легирующих элементов при отжиге, упрочняющей термической обработке (закалка с последующим старением) и отсутствии какой-либо термической обработки после холодной прокатки. Очевидно, чем выше характеристики прочности и пластичности, тем сплав технологичнее. Однако если учитывать только прочность или только пластичность, это приведет к противоположным результатам. Необходим критерий,

учитывающий изменение обоих свойств. В данной работе он был найден путем балльной оценки: минимальное значение временного сопротивления из совокупности значений для всех сплавов и видов термической обработки получило 0 баллов, максимальное – 10. По такому же принципу оценивалось и относительное удлинение. Далее балы, соответствующие одному сплаву и одному виду термической обработки, складывались. Получилось, что максимальная сумма (12 баллов) соответствует сплаву Д16 в закаленном и состаренном состоянии, причем на долю прочностных характеристик пришлось в два раза больше баллов, чем на долю пластических. Следующее по убывающей значение (11 баллов) получил сплав В95 в таком же состоянии, что и Д16, однако на долю прочности пришлось 10 баллов, пластичности – всего 1. 10 баллов получили сплавы АВ в отожженном состоянии (все на долю пластичности) и В95 при отсутствии термической обработки (все на долю прочности). Таким образом, учитывая сумму баллов, а также их доли, приходящиеся на ту или иную характеристику, можно оценить значение критерия технологичности.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СВЯЗИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ СО СТРУКТУРНЫМИ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al – Zn – Mg – Cu

Хомутов М.Г.

*Руководители – к.т.н. Солонин А.Н., к.т.н. Чурюмов А.Ю.
«НИТУ «МИСиС», г. Москва, khomutov.mg@gmail.com*

Современный темп развития промышленности, авиационных и аэрокосмических технологий, машиностроения предъявляет все более высокие требования к конструкционным материалам, поэтому разработке качественно новых материалов и оптимизации структуры и свойств уже разработанных сплавов в настоящее время посвящено большое количество исследований. В связи с этим за последнее столетие получено огромное количество экспериментальных данных, которые требуют объединения и определенной систематизации.

Механические свойства алюминиевых сплавов в значительной мере специфичны для каждой системы легирования и состояния сплавов, в котором они определяются (литого или термически обработанного по разным режимам и схемам). Такая специфика обусловлена существенными различиями фазового состава и структуры сплавов разных систем. Как известно, такой простой вид термообработки закаленных алюминиевых сплавов, как старение (естественное или искусственное), может существенно повысить их прочностные характеристики.

Построение математических зависимостей свойств сплавов от состава и структуры позволит в значительной мере упростить разработку и оптимизацию новых материалов. Но создание подобных моделей невозможно без детального изучения кинетики процессов и структурных изменений, протекающих во время старения или деформационного упрочнения сплавов.

Основной целью настоящей работы является построение моделей расчета предела текучести алюминиевых сплавов по структурным и технологическим параметрам.

Для достижения этой цели в работе необходимо решить следующие задачи:

1. Определить количественные зависимости влияния основных структурных и технологических параметров на прочностные свойства алюминиевых сплавов.
2. На основе полученных зависимостей построить математические модели для расчета предела текучести сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu после термической обработки.

В качестве объектов исследования использовали модельные сплавы на основе систем Al–Zn, Al–Zn–Mg и Al–Zn–Mg–Cu с разным содержанием легирующих элементов.

Предел текучести алюминиевого твердого раствора определяется следующими характеристиками: концентрацией твердого раствора, размером зерна, плотностью дислокаций и характеристиками образующихся при старении дисперсных частиц.

В результате выполнения работы была разработана методика построения моделей эволюции структуры и свойств сплавов в процессе термической обработки с использованием измерения электрического сопротивления и термодинамических расчетов линии сольвуса сплава. Основные пункты этой методики:

- определение эффективной энергии активации распада пересыщенного твердого раствора с использованием обработки результатов дифференциальной сканирующей калориметрии.
- получение экспериментальных данных по изменению электрического сопротивления в процессе низкотемпературного старения;
- получение на основе этих данных кинетических параметров старения (коэффициентов в уравнении Аврами);
- расчет параметров структуры (сравнение их с экспериментальными данными, полученными методами просвечивающей электронной микроскопии);
- расчет прочностных свойств сплавов по известным физическим моделям связи прочности и структурных характеристик продуктов распада пересыщенного твердого раствора.
- проверка полученной модели по экспериментальным данным прочностных свойств.

В результате выполнения работы получили следующие результаты:

1. Разработана модель предела текучести сплавов системы Al – Zn – Mg – Cu в состаренном состоянии. Модель показала высокую точность (ошибка не превышает 10 %) при соотношении массовых концентраций цинка к магнию около 2. Проведен расчет предела текучести и размера частиц продуктов старения для двухступенчатого старения сплава рассматриваемой системы. Расхождение расчетных и экспериментальных данных не превышает 10 %, что говорит о достаточной универсальности модели.

2. Разработана методика построения моделей эволюции структуры и свойств сплавов в процессе термической обработки с использованием измерения электросопротивления и термодинамических расчетов линий сольвусов сплавов.

3. В результате выполнения работы была расширена область применения разработанной ранее на кафедре металловедения цветных металлов

«ННТУ «МНСнС» интерактивной базы данных «MechPro»: появилась возможность проводить расчет предела текучести сплавов системы $Al - Zn - Mg - Cu$ в закаленном искусственно состаренном состоянии.

Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ СТЕКЛОВАНИИ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ СПЛАВА $\text{Fe}_{83}\text{B}_{17}$

Дейч Д.Б.

Руководитель – проф., д.ф.-м.н. Косилов А.Т.

Воронежский государственный технический университет
ddeich@mail.ru

Построение и анализ моделей структуры аморфных сплавов, на сегодняшний день, является наиболее эффективным подходом для изучения организации атомных конфигураций в металлических стеклах. Для бинарных систем типа переходный металл-металлоид, основой для создания структурных моделей послужила концепция композиционного (химического) ближнего порядка, впервые предложенная в работе [1].

В настоящей работе проведено молекулярно – динамическое моделирование процесса стеклования сплава $\text{Fe}_{83}\text{B}_{17}$ в условиях охлаждения из жидкого состояния со скоростью $4,4 \times 10^{12}$ К/с. Выявлены структурные элементы, стабилизирующие аморфную фазу, а также изучена их эволюция и структурная организация в процессе закалки.

Молекулярно-динамическая модель расплава $\text{Fe}_{83}\text{B}_{17}$ содержащая 100000 частиц была построена при $T = 2300$ К с плотностью 7380 кг/м^3 .

Взаимодействие пар Fe-Fe, Fe-B, B-B описывали с помощью эмпирических парных потенциалов взаимодействия [3].

Циклическая процедура закалки со скоростью $4,4 \times 10^{12}$ К/с в изохорических условиях, сводилась к ступенчатому понижению температуры на $\Delta T = 20$ К с выдержкой при каждой температуре в течение $4,569 \times 10^{-12}$ с. После каждого цикла систему методом статической релаксации переводили в состояние с $T = 0$ К, предоставляя возможность атомам занять равновесные положения в локальных потенциальных ямах. Для статически релаксированных моделей рассчитывались потенциальная энергия (U_0), произведение давления на объем (P_0V) и проводился структурный анализ. Такая процедура позволяла определять степень структурной релаксации модели с понижением температуры.

Как видно из рисунка 1, в процессе охлаждения на температурных зависимостях U_0 и P_0V вблизи температуры 1300 К наблюдается точка перегиба, о чем свидетельствуют максимумы первых производных от указанных термодинамических величин.

В работе [4] в рамках метода молекулярной динамики на модели сплава Ag-Ni было показано, что определяющую роль в стабилизации аморфного состояния в процессе закалки играет увеличение доли икосаэдров, имеющих минимальный свободный объем из всех координационных многогранников железа и в то же время несовместимых с трансляционной симметрией.

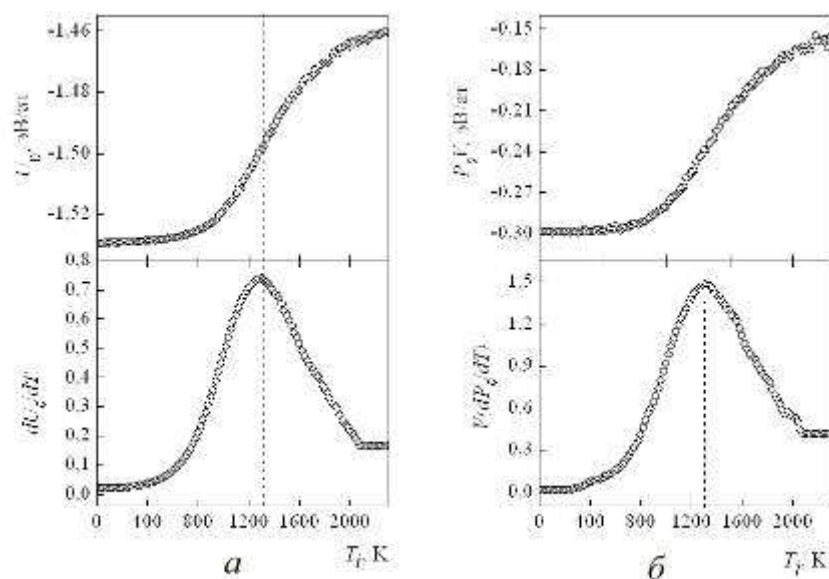


Рисунок 1. Температурные зависимости термодинамических функций статически релаксированных моделей и их производных (*а* – потенциальная энергия, *б* – произведение давления на объем)

В настоящей работе для выявления основных структурных единиц, стабилизирующих аморфную фазу исследуемой модели сплава, были проведены статистико-геометрический (на основе построения многогранников Вороного (МВ)) и кластерный анализ. Среди полиэдров, построенных на атомах металлоида, доминирующим и наиболее компактным в системе оказался МВ (0-3-6-0), представляющий собой искаженную антипризму Архимеда, накрытую двумя полуоктаэдрами. Для атомов, имеющих указанную локальную координацию, был проведен кластерный анализ результаты которого проиллюстрированы на рисунке 2. На рисунке 2,*а* представлена парная функция радиального распределения $g_{II}(r)$ атомов бора, находящихся в центрах координационных многогранников типа (0-3-6-0). Поскольку для атомов металлоида применен чисто отталкивательный потенциал их контакты в первой координационной сфере маловероятны, поэтому первый максимум ПФРРА слабо выражен. На рисунке 2,*б* приведены зависимости размера наибольшего кластера, состоящего из координационных многогранников типа (0-3-6-0) с расстояниями между соседями меньшими, либо равными r , от величины r при температурах «окружающей среды» 2300, 1500, 1300, 1200, и 0 К. Как видно на рисунке 2,*б*, при $T_i > 1280$ К порог перколяции наблюдается правее штриховой вертикальной линии, разделяющей область контактирующих от области не контактирующих между собой координационных многогранников. Следовательно, при $T_i > 1280$ К перколяционный кластер из контактирующих между собой координационных многогранников (0-3-6-0) не образуется. При охлаждении ниже 1280 К порог перколяции смещается левее штриховой вертикальной линии.

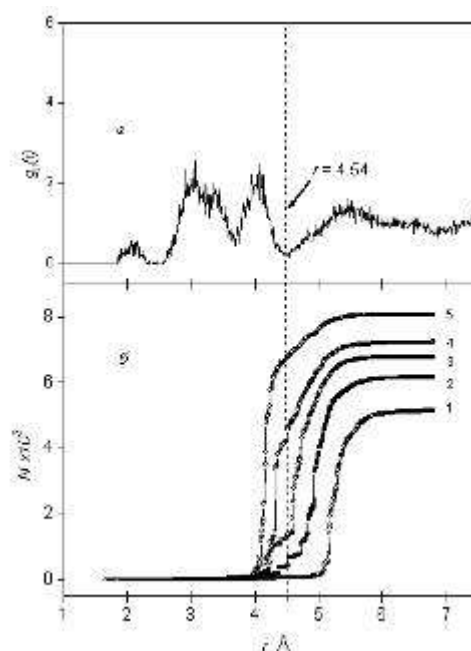


Рисунок 2. Парная функция радиального распределения $g_{II}(r)$ атомов, находящихся в центрах МВ (0-3-6-0) – *а* и число N_I^{\max} таких атомов в наибольшем по размеру кластере с расстояниями между соседями меньшими, либо равными $r - b$
(1 – 2300 К, 2 – 1500 К, 3 – 1300 К, 4 – 1200 К, 5 – 0 К)

Таким образом в процессе закалки сплава $\text{Fe}_{83}\text{B}_{17}$ атомы металла образуют вокруг атомов металлоида преимущественную локальную координацию соответствующую МВ (0-3-6-0). Установлено, что вблизи температуры 1300 К из взаимопроникающих и контактирующих между собой координационных многогранников (0-3-6-0) происходит образование перколяционного кластера, что хорошо коррелирует с температурными зависимостями основных термодинамических характеристик модели. Присутствие осей пятого порядка в расположении атомов основных координационных многогранников создает предпосылки для стабилизации аморфной фазы.

Используемые литературные источники:

1. Gaskell P.H. J. Non-Cryst. Solids, 1979, v. 32, №1, p. 207–224.
2. Островский О.И., Григорян В.А., Вишкарёв А.Ф. Свойства металлических расплавов. М.: Металлургия, 1988.- 304 с.
3. Евтеев А.В., Косилов А.Т., Кузмищев В.А. Компьютерное моделирование аморфных металлов и сплавов металл-металлоид. Воронеж, Невинномысск: НИЭУП, 2004. – 108с.
4. Евтеев А.В., Косилов А.Т., Левченко Е.В., Прядильщиков А.Ю., ЖЭТФ 2007, 132, 6(12) с 1352-1358.

СЕКЦИЯ 7. ПРИМЕНЕНИЕ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ И МАТЕРИАЛОВ

РАЗРАБОТКА И СОЗДАНИЕ УСТРОЙСТВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДТИТАНОВЫХ ТЕРМОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ, ОБЛАДАЮЩИХ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХУПРУГОСТИ

Родионова Е.А.

*Руководители – проф. МАИ, д.т.н. Фаткуллин О.Х.,
докторант МАИ, к.т.н. Халов М.О.*

Московский авиационный институт, г. Москва
elochka2008-86@list.ru

В наиболее яркой форме эффекты памяти формы и сверхупругости проявляется в сплавах на основе никелида титана.

Восстановление исходной формы при реализации эффекта памяти формы обусловлено превращением мартенсита в аустенит путем нагрева.

Восстановление исходной формы при реализации эффекта сверхупругости выражается в резиноподобном поведении при температурах, превышающих температуру завершения аустенитного превращения, и обусловлено тем, что мартенситное превращение при этих температурах можно осуществить путем принудительной деформации. При этом по степени допустимой деформации, после которой наблюдается полное восстановление формы сверхупругие сплавы в десятки раз превосходят применяемые в пружинах стали.

Наличию эффектов памяти формы и сверхупругости сплав памяти обязан тому, что по существу его структура представляет собой монолитную конструкцию (кристаллическую решетку), состоящую из тепломеханических наноприводов (элементарных ячеек решетки). У никелида титана эквиатомного состава (нитинола) превращению мартенсита в аустенит соответствует преобразование формы элементарной ячейки из моноклинно-искаженной орторомбической (моноклинной) $B19^I$ с параметрами $a \approx 0,2889$ нм, $b \approx 0,412$ нм, $c \approx 0,4622$ нм, $\beta \approx 96,8^\circ$, в объемцентрированную кубическую $B2$ с параметром $a \approx 0,3$ нм, иными словами рабочий ход каждого нанопривода составляет примерно 50 % от его длины. При этом, поскольку количество циклов реализации аустенитно-мартенситных превращений ничем не ограничено, то теоретически ничем не ограничено и количество циклов реализации эффектов памяти формы и сверхупругости.

На практике нитиноловые поликристаллические струны диаметром менее 1 мм могут полностью восстанавливать форму после удлинения на 8 %, монокристаллические, на 15 %, а нанонитиноловые нити (усы) диаметром 4 нм, на 20 %.

Сплавы на основе никелида титана имеют высочайшую коррозионную стойкость, что позволяет применять сделанные из них сверхупругие канаты, проволоки, ленты, пружины и оболочки в наиболее ответственных и труднодоступных конструкциях с высокой агрессивностью окружающей среды, например, устройствах автоматического пожаротушения или внутрискважинном нефтегазовом оборудовании.

С учетом вышесказанного при выборе объектов предстоящих исследований и внедрения с учетом ныне сложившейся конъюнктуры, мы предлагаем осуществить разработку и создать три устройства на основе эффекта памяти формы.

1. Устройство на основе эффекта памяти формы, обеспечивающее самопроизвольное отпирание решеточных и дверных замков при пожаре для эвакуации людей, в том числе престарелых, больных и детей. Устройство оборудовано мощной застопоренной в период ожидания пожара пружиной для открывания замка и термочувствительным спусковым механизмом для вывода пружины из застопоренного состояния. Привод в действие спускового механизма производится, по меньшей мере, либо одной работающей на растяжение-сжатие прямолинейной нитиноловой проволоки или ленты, либо пружиной, навитой из нитиноловой проволоки. При этом нитиноловые элементы спрятаны от посторонних глаз и расположены в наиболее пожароопасных местах помещения, на расстоянии от управляемого ими замка. В сравнении с аналогами предлагаемое устройство обладает повышенным быстродействием и позволяет эвакуироваться при пожаре без помощи посторонних любому самостоятельно передвигающемуся человеку, в том числе престарелым, больным и детям.

2. Спринклер на основе эффекта памяти формы, обеспечивающий самопроизвольное начало и окончание орошения очага возгорания при пожаре. Своевременное прекращение орошения позволяет экономить используемую при тушении пожара воду или пену, и, что самое главное, предотвратить затопление нижерасположенных квартир и других помещений. В спринклере использован один из самых распространенных и надежных среди традиционной запорной арматуры клапан с вращающимся шаровым затвором и фторопластовым седлом. Затвор клапана соединен с застопоренной анкерным механизмом, взведенной на весь период ожидания пожара приводной стальной пружиной. Анкерный механизм приводится в действие компактным пружинным, проволочным или ленточным термочувствительным нитиноловым элементом, в противоход которому установлена возвратная стальная пружина. При пожаре термочувствительный элемент нагревается, укорачивается и приводит в действие анкерный механизм, в результате чего под действием расстопоренной приводной пружины клапанный затвор поворачивается на 90° и клапан отпирается. После тушения пожара температура в помещении падает, термочувствительный элемент охлаждается и в результате растяжения под действием реверсной пружины происходит переключение анкерного

механизма. Расстопоренная приводная пружина поворачивает затвор на 90° и клапан запирается. После этого в зависимости от аккумулирующей способности приводной пружины данный цикл работы спринклера может многократно повторяться.

3. Устройство селективного заканчивания скважины на основе эффекта памяти формы, обеспечивающее переключение затворов в процессе непрерывающейся добычи углеводородов при длительной эксплуатации и перепадах давления до 30...50 МПа. Для решения поставленной задачи предложено заменить обычно используемый в подобных случаях трубчатый золотниковый клапан большого диаметра комплектом традиционных для других отраслей промышленности золотниковых клапанов малого диаметра. Эти клапаны расположены по окружности скважины и каждый из них оснащен своим тепломеханическим приводом в виде работающих на растяжение – сжатие в противоход мышцевидных пакетов из прямолинейных нитиноловых проволок. При этом, по крайней мере, один из клапанов имеет меньший диаметр или более мощный привод, и используется в качестве подрывного клапана, что позволяет переключать комплекты связанных с разными продуктивными горизонтами клапанов, не прекращая нефтедобычи. Нитиноловые проволоки нагреваются электрически, косвенно, при помощи электрического нагревателя или путем прямого пропускания электрического тока. В последнем случае появляется возможность измерять температуру в скважине и определять степень деформации проволок путем измерения их электрического сопротивления. В отличие от известных аналогов, в представленных конструкциях заложена возможность дублирования постоянно расположенной в скважине кабельной линии управления временно спускаемым в скважину, например, вместе с насосом, каротажным кабелем. Контакты данного дублера при этом либо соединены со спускаемым вместе с ним электрическим нагревателем, либо состыковываются в скважине с контактами напрямую нагреваемых током нитиноловых проволок.

НОВОЕ ПОКОЛЕНИЕ ШТАМПОВАННОЙ ПРОДУКЦИИ НА ОАО «КУМЗ»

Алексеев С.Ю.

ОАО «КУМЗ», г. Каменск-Уральский
sa-rus-ku@yandex.ru

В последние годы стратегия развития ОАО «КУМЗ» нацелена на производство высокотехнологичной и конкурентоспособной продукции из алюминиевых сплавов, на участие в последних отечественных и зарубежных проектах для авиастроения. В области кузнечно-штамповочного производства имеется определенная конкуренция и для того чтобы быть привлекательными для заказчиков, выпускаемая продукция и производство должна соответствовать современным требованиям.

Почему выпускающиеся сейчас поковки можно называть новым поколением продукции? Ведь штампованные поковки изготавливаются из тех же сплавов, на том же оборудовании, но имеется ряд качественных отличий, таких как:

- автоматизированная подготовка кузнечно-штамповочного производства;
- минимальный период от проектирования штампованной поковки до получения первой опытной партии;
- возможность изготовления изделий сложной конфигурации с минимальными припусками и допусками;
- широкий сортамент выпускаемой кузнечной продукции;
- соблюдение сроков поставки изделий.

До использования цифровых технологий в кузнечно-штамповочном производстве на ОАО «КУМЗ» первичным был чертеж штампованной поковки, который разрабатывал конструктор на кульмане. Шаблонщики инструментального цеха на основе чертежа изготавливали шаблоны, по которым модельный цех изготавливал деревянную модель штамповки. По этой модели на копировальных станках изготавливали штамповый инструмент. Деревянная модель была несовершенна, так как изготавливалась как скульптура - вручную, поэтому требовалось много ручного труда для доработки инструмента под шаблоны.

На данный момент при проработке новых проектов на ОАО «КУМЗ» имеется возможность проектирования штампованных поволоков, кузнечных переходов, штампов при помощи специального программного обеспечения, поэтому сейчас нет шаблонщиков и модельщиков, их заменили конструктора и технологи. Вместо копировальных станков используются станки с ЧПУ (числовым программным управлением), вместо кульмана – компьютер.

В данный момент на ОАО «КУМЗ» действует система конструкторско-технологической подготовки кузнечно-штамповочного производства, она включает в себя четыре основных пункта:

1. Проектирование штампованных поковок и штампов в САД-системе SolidWorks;
2. Математическое моделирование процесса штамповки с использованием программного пакета Deform 3D;
3. Разработка управляющих программ для станков с ЧПУ в САМ-системе PowerMill;
4. Контроль геометрии гравюры штампов и штампованных поковок с использованием САИ-систем Prelude Inspection и CAM2 Measure.

Используя чертеж или модель чистовой детали заказчика, в бюро КШП (кузнечно-штамповочного производства) проектируется твердотельная модель штампованной поковки на основе нормативной документации и опыта, накопленного предприятием и его специалистами. Основная задача на этом этапе – это разработать технологичную штамповку, т.е. чтобы в процессе изготовления получить необходимый уровень механических свойств, нужное направление волокна, обеспечить отсутствие поверхностных дефектов и дефектов макроструктуры. Трехмерная модель штампованной поковки является эталоном для проектирования штамповой оснастки и предварительных поковок, а также для последующего контроля геометрии штампов и поковок.

Одновременно с процессом проектирования самой штамповки происходит и проектирование технологических переходов. На этом этапе важно разработать наименее трудоемкую технологию производства штамповки, но обеспечивающую получение необходимой геометрии, заданного уровня механических свойств и повторяемости процесса штамповки, по возможности исключаящую механическую обработку. Для моделирования кузнечных переходов с 2006 года в бюро КШП используется программный комплекс Deform 3D (базовая версия), который представляет собой «виртуальный цех» и позволяет «заглянуть» внутрь процесса штамповки. Данный пакет предназначен: для математического моделирования процессов горячей и холодной деформации с учетом механических и физических свойств материалов; анализа напряженно-деформированного состояния в деформируемом теле с учетом разных граничных условий на контактных и свободных поверхностях.

Поэтому еще на этапе проектирования, возможно, опробовать несколько вариантов технологии, внести коррективы в технологическую схему и геометрию штампового инструмента, что позволяет сэкономить большое количество времени и денежных средств на подгонку предварительных штампов и их опробование, особенно для крупногабаритных штампованных поковок. Изготовление штамповой оснастки осуществляется в инструментальном цехе, где была произведена модернизация четырех копировально-фрезерных станков в станки с ЧПУ.

Для создания управляющих программ для станков используется система PowerMill. Моделирование механической обработки позволяет:

- сократить время и стоимость изготовления инструмента за счет максимальной эффективности фрезерования, отсутствия зарезов;
- качество поверхности позволяет уменьшить объем работ по слесарной доводке штампа.

Контроль геометрии штампованных поковок осуществляется при помощи координатно-измерительной машины FARO, оборудованной лазерным сканером KREON или измерительным щупом. Производится сравнение геометрии штампованной поковки или штампа путем совмещения облака точек с геометрией математической модели методом наилучшего приближения. Результат измерения – цветовая карта, на которой отображается отклонение каждой точки поверхности детали. Такая разметка отличается высокой точностью измерений (до 0,05 мм), наглядностью получаемых результатов и требует меньших затрат времени, по сравнению с обычной ручной разметкой.

Таким образом, применение координатно-измерительной машины позволяет не применять традиционные средства измерения и дает возможность контроля геометрии ранее недоступных мест без использования специальных приспособлений и шаблонов. Штамповка уникальных и крупногабаритных штампованных поковок осуществляется на вертикальном гидравлическом прессе номинальным усилием 300 МН. Пресс был вывезен с территории оккупированной Германии вместе со всем цехом в 1946 году.

В 2011 году будет произведена модернизация и реконструкция системы управления и привода прессы фирмами OilGear и УРАЛМАШ, после которых пресс будет соответствовать современным требованиям. Модернизация позволит повысить надежность работы прессы, увеличить загрузку, повысить качество изготавливаемой продукции. Также появится возможность регулирования скорости движения траверсы прессы для лучшего заполнения гравюры штампа и предотвращения участков интенсивного деформационного разогрева.

Использование прогрессивного программного обеспечения, постоянно накапливающегося опыта позволяет КУМЗу осваивать кузнечную продукцию различной сложности в кратчайшие сроки. Кроме того, наличие современной технологии проектирования, подготовки производства, изготовления технологического инструмента с применением цифровых технологий обеспечивает заводу высокий интерес со стороны заказчиков таких как Boeing, Goodrich, НПО «Иркут», КНААПО и других. Например, ОАО «КУМЗ» является эксклюзивным поставщиком штамповок из алюминиевых сплавов для проекта SuperJet.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО β -СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-Nb-Mo-Zr

Голосова О.А.

Руководитель – проф., д.ф.-м.н. Колобов Ю.Р.

Белгородский государственный университет, г. Белгород

Ollilac@rambler.ru

Разработка титановых β -сплавов с модулем упругости 55...80 ГПа представляет одну из наиболее перспективных задач современного медицинского материаловедения, так как существует потребность в медицинских сплавах для замены или восстановления поврежденных частей организма, которые обладали бы и биомеханической, и биохимической совместимостью. Титан и его сплавы являются лучшим материалом, как принято считать, для изготовления имплантатов, благодаря их уникальной коррозионной стойкости и биосовместимости [1]. Еще одним положительным фактором в пользу использования титановых сплавов является значение модуля упругости, находящееся в пределах от 55 ГПа до 110 ГПа, что заметно меньше модуля упругости таких материалов, как нержавеющая сталь (210 ГПа) и сплавов на основе Co-Cr (240 ГПа). Модуль упругости определяет функциональную надежность имплантатов, проявляемую ими в реальных условиях работы в живом организме, значение которого должно быть максимально приближенным к модулю упругости кости (30 ГПа), что позволяет перераспределить значительную часть нагрузок на кость. Это соответствует нормальным физиологическим условиям и препятствует преждевременной деградации костного материала. Модуль упругости наиболее быстро снижается при правильном подборе легирующих элементов, но должны быть исключены такие компоненты как V, Al, Ni, Co, оказывающие аллергическое воздействие на живые ткани или общее токсическое воздействие на организм. При выборе величины модуля упругости материала, разрабатываемого для изготовления имплантатов, следует также учитывать планируемый предел текучести, который пропорционально зависит от модуля упругости. В идеале предпочтителен материал с высокой прочностью и низким значением модуля упругости для обеспечения наилучшего соединения кости и ее минимального повреждения в месте соединения кость-имплантат [2].

В связи с этим была подобрана система легирования Nb-Mo-Zr для титанового β -сплава в совместной работе сотрудников ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» (г. Санкт-Петербург) и НОиИЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» Белгородского государственного университета. Выплавка опытных слитков производилась методом тройного вакуумно-дугового переплава в ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» (г. Верхняя Салда). Исходным состоянием исследуемого сплава Ti-26Nb-7Mo-12Zr является состоянии послековки в β -области, средний размер зерен составляет ~ 300 мкм.

Для формирования мелкозернистой структуры в сплаве Ti-26Nb-7Mo-12Zr использовали холодную прокатку (при комнатной температуре) с различными степенями деформации (30, 60 и 90 %) с последующим отжигом при $T = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ (15 мин, закалка в воду).

Микроструктура холоднокатаных образцов исследуемого сплава с суммарной деформацией 30 и 60 % после отжига представлена частично рекристаллизованными зёрнами, объемная доля которых составляет $43 \pm 2\%$ и $94 \pm 2\%$, соответственно. При этом образование и рост зародышей рекристаллизации по данным анализа картин дифракции обратно-рассеянных электронов происходит на большеугловых границах исходных деформированных зерен. Средний размер зерен уменьшился на порядок по сравнению с исходным состоянием и составляет $\sim 20\text{ мкм}$ (30 % деформации и отжиг под закалку) и $\sim 10\text{ мкм}$ (60 % деформации и отжиг под закалку). В состоянии после прокатки со степенью деформации 90 % и последующего отжига под закалку средний размер рекристаллизованных зерен составляет $\sim 9\text{ мкм}$, при этом рекристаллизовалось 100 % объема материала.

Измерение модуля упругости путем механических испытаний образцов данного сплава на растяжение показали, что его значение в исходном состоянии составляет 84 ГПа, отметим, что соответствующее значение для технически чистого титана медицинского применения составляет 112 ГПа. В результате холодной прокатки и последующего отжига происходит уменьшение значения модуля упругости, причем с увеличением степени предварительной холодной деформации данное значение уменьшается (табл. 1). Как можно видеть из представленной таблицы, прочностные характеристики после проведенной термомеханической обработки изменились незначительно, пластичность возросла в 1,5 раз относительно исходного состояния.

Таким образом, формирование мелкозернистой структуры в титановом β -сплаве системы Ti-Nb-Mo-Zr приводит к заметному снижению значения модуля упругости по сравнению с крупнозернистым (исходным) состоянием, увеличению пластичности без изменения прочностных характеристик.

Таблица 1. Механические свойства сплава Ti-26Nb-7Mo-12Zr после холодной прокатки и отжига при $T = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующей закалкой

Степень предварительной холодной деформации, %	Модуль упругости, ГПа	Условный предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Пластичность, %
-	84	793	800	6,3
30	70	755	757	5,5
60	69	767	768	7,1
90	66	754	759	8,5

Работа выполнена при финансовой поддержке аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы», проект № 2.1.2/1061.

Используемые литературные источники:

1. Колобов Ю.Р. Технологии формирования структуры и свойств титановых сплавов для медицинских имплантатов с биоактивными покрытиями // Российские нанотехнологии. – 2009. – №11-12. – С. 69-81.
2. Geetha M., Singh A.K., Asokamani R., Gogia A.K. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants – A review // Progress in materials science. – 2009. – №54. – P. 397-425.

СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Медисон В.В.

Руководитель – доц., к.т.н. Голубев В.И.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

Филиал УрФУ в г. Верхняя Салда

medisonw@gmail.com

При трении и резании металлов, в зоне контакта инструмента и заготовки вследствие разнородности материалов, высоких температур и давления, возникают термоэлектродвижущие силы, и в контуре станок-инструмент-изделие-станок (СИИС) начинает циркулировать термоэлектрический ток. Такой ток ускоряет износ инструмента за счет увеличения интенсивности адгезионно-окислительного механизма разрушения, при сохранении термического, абразивного и диффузионного изнашивания.

В промышленности известен способ повышения стойкости металлорежущего инструмента методом разрыва цепи термотока [1, 2, 3]. Суть метода состоит в том, что в цепь результирующего термотока помещают изолятор, препятствующий прохождению тока по контуру СИИС.

Имеющиеся ранее способы состояли в первую очередь в том, в систему СИИС вносились токонепроводящие элементы типа текстолитовых прокладок, пластмассовых хвостовиков инструментов, или же использовалось клеевое соединение режущего и вспомогательного инструмента [3, 4], обеспечивавшее разрыв цепи термотока. Этот метод не нашел широкого применения в промышленности вследствие снижения жесткости инструментальной системы, увеличения вибраций и, как следствие, невысокой степени повышения стойкости инструмента, достигающей 1,5...2 раза.

Предлагаемый способ разрыва цепи термотока в системе СИИС состоит в следующем: поверхности приспособлений и деталей, предназначенных для крепления инструмента или изделия, выполняют из сплавов вентильных металлов. Электроизоляция в этом случае создается за счет окисной пленки на поверхности такого сплава при термическом или электродуговом оксидировании.

Электросопротивление такой пленки превышает 200...500 МОм, т.е. она близка к диэлектрику. Так, например, при термическом оксидировании при 600...750 °С на поверхности титана возникает прочная, плотная, пассивная пленка преимущественно из TiO_2 . Толщина такой пленки достигает 30...100 мкм, под ней находится диффузионная зона (альфированный слой) на основе твердого раствора кислорода в α -титане. Окисная пленка имеет твердость порядка 10000 МПа, сравнимую с твердостью закаленной стали.

К вентильным металлам помимо титана относят магний, алюминий, тантал, золото и др. Попытка применить магниевые и алюминиевые сплавы не увенчалась успехом, так как окисная пленка этих сплавов не обладает

достаточным электросопротивлением, применение остальных металлов неэкономично.

Для выбора оптимального сплава для вспомогательного инструмента, на который наносят окисную пленку для изоляции, исследовались высокопрочные титановые сплавы различного химического состава и механических свойств: BT6, BT3-1, BT23, VST5553.

Образцы исследуемых сплавов подвергались закалке, механической обработке, очистке и обезжириванию. Затем подвергались термическому оксидированию при 600 °С, 650 °С, 700 °С, 750 °С в течение соответственно 10, 8, 6 и 5 часов.

Исследование электросопротивления показало, что окисные пленки при температурах 600 °С и 650 °С дают сильно различающиеся по величине данные по электросопротивлению с большим разбросом, по-видимому вследствие малой толщины окисной пленки TiO_2 . При температурах 700 °С и 750 °С данные стабильны, величина электросопротивления находится в пределах 150...500 МОм, а у сплава BT3-1 2000...4000 МОм (рис. 1).

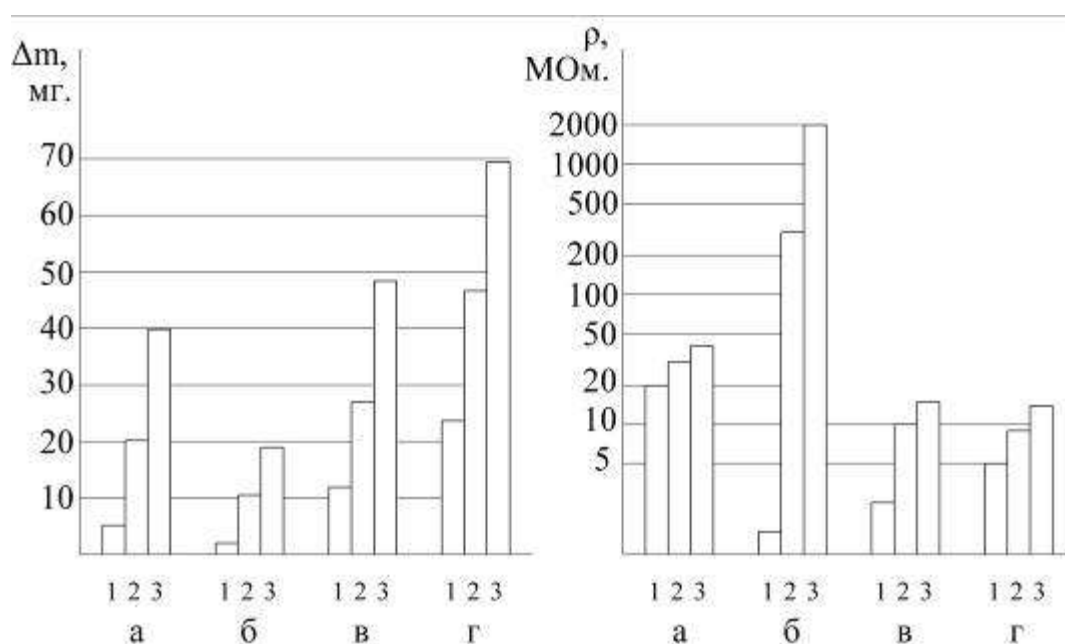


Рисунок 1. Зависимости привеса образца и электросопротивления оксидной пленки у сплавов:

а – BT6; б – BT3-1; в – BT23; г – VST5553 после отжига;
 1 – при 650 °С в течение 6 ч.; 2 – при 700 °С в течение 5 ч.;
 3 – при 750 °С в течение 4 ч.

Далее образцы после удаления окисной пленки с обеих сторон фрезерованием на глубину до 2 мм подвергались измерению твердости. Режимы термического оксидирования после закалки одновременно играют роль старения. Оптимальными режимами старения для титановых сплавов являются

температуры 450...600 °С в течение 6...8 часов. Температуры старения, соответствующие термическому оксидированию при 700 °С и 750 °С, лежат в области мягкого перестаривания, однако значения прочности и твердости, и соответствующие им значения усталостной прочности и жесткости достаточно велики. Твердость после старения (термического оксидирования) лежит при 700 °С и 750 °С в пределах 310...360 НВ. Такие твердости у данных сплавов соответствуют прочности сплавов порядка 900...1100 МПа.

Анализ механических свойств и электросопротивления титановых сплавов показал возможность применения данной технологии для разрыва цепи термотока и увеличения стойкости инструмента. Данный способ имеет потенциально большую эффективность по сравнению со старым, известным способом, и в принципе может применяться при любых операциях механической обработки.

Используемые литературные источники:

1. Солоненко В.Г. Электроизоляция как метод повышения работоспособности режущих инструментов // Технология металлов, №2, 2009. 18 – 25 с.
2. Солоненко В.Г. Электроизоляция как метод повышения работоспособности режущих инструментов // Технология металлов, №3, 2009. 9 – 15 с.
3. Бобровский В.А. Электродиффузионный износ инструмента. М.: "Машиностроение", 1970. 202 с.
4. Бобровский В.А. Авторское свидетельство №206972 «Способ повышения стойкости инструмента».

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Гриб С.В., Илларионов А.Г.*, Марковский П.Е.***, Скиба И.А.***

Руководители: проф., д.т.н. Попов А.А.,
академик НАН Украины Ивасишин О.М.**

*УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, НАН Украины, г. Киев
illarionovag@mail.ru

В настоящее время в мире большой интерес уделяется разработке сплавов для медицины, сочетающих в себе высокую биологическую инертность и механическую совместимость с костными тканями. Последнее достигается за счет снижения модуля упругости сплава до значений близких к модулю упругости кости (20...30 ГПа). В ИМФ НАНУ разработан такого рода сплав IMP-BAZALM (Zr-31Ti-18Nb (ат. %)), который проходит стадию всестороннего исследования. В данной работе рассмотрено влияние режимов высокотемпературной обработки, а так же холодной деформации на характер превращений β -твердого раствора в данном сплаве, что является весьма важным, так как изменение фазового состава в значительной степени может повлиять на уровень упругих характеристик. Сплав был обработан по следующим режимам: отжиг при 1000 °С (в вакууме) в течение 2-х часов, с последующим неконтролируемым охлаждением (состояние 1); повторный нагрев с последующей закалкой в воду: при 1000 °С (в вакууме) в течение 2-х часов (состояние 2), при 680 °С (в воздушной атмосфере) в течение 10 минут (состояние 3), в состоянии 2 сплав был подвергнут многоступенчатой обработке - вначале горячей деформации прокаткой, затем отжигу в β -области, последующей холодной деформации волочением с окончательной раскаткой в плоских бойках (состояние 4), степень холодной деформации составила более 90 %. Все нагревы производились при температурах, соответствующих β -области.

Анализ микроструктуры (рис. 1,а) и данных РСФА (таблица) показал, что в состоянии 1 в сплаве фиксируется β -фаза в виде полиэдрических зерен со средним размером 210 мкм с развитой субструктурой.

Стабильность β -твердого раствора к процессу распада в ходе неконтролируемого охлаждения, по-видимому, обусловлена достаточно высоким содержанием в сплаве β -стабилизирующего элемента – ниобия (18 ат. %).

Проведение повторных отжигов при 1000 °С и 680 °С (состояния 2, 3) способствует росту β -зерна (рис. 1,б), при этом, чем выше температура и продолжительность отжига, тем активнее протекает этот процесс, вследствие чего, средний размер зерна увеличился и составил 360 и 230 мкм соответственно. Последующая закалка в воду от температуры 1000 °С приводит к появлению в структуре сплава пластин α'' -мартенсита с характерной

пластинчатой морфологией (рис. 1б), чего не происходит при закалке от 680 °С - фиксируется структура сходная с состоянием 1. Скорее всего, природа возникновения мартенситной фазы обусловлена появлением значительных термических напряжений при закалке сплава с более высокой температуры.

Таблица. Фазовый состав и периоды кристаллических решеток фаз в сплаве IMP-BAZALM в различных состояниях

Состояние	Фазовый состав	Периоды кристаллических решеток фаз, нм					
		β	ω		α''		
		a	a	c	a	b	c
Состояние 1	β	0,3455	-	-	-	-	-
Состояние 2	$\beta + \alpha''$	0,3458	-	-	0,3127	0,5596	0,4835
Состояние 3	β	0,3455	-	-	-	-	-
Состояние 4	$\beta + \omega$	0,34536	0,4863	0,3068	-	-	-

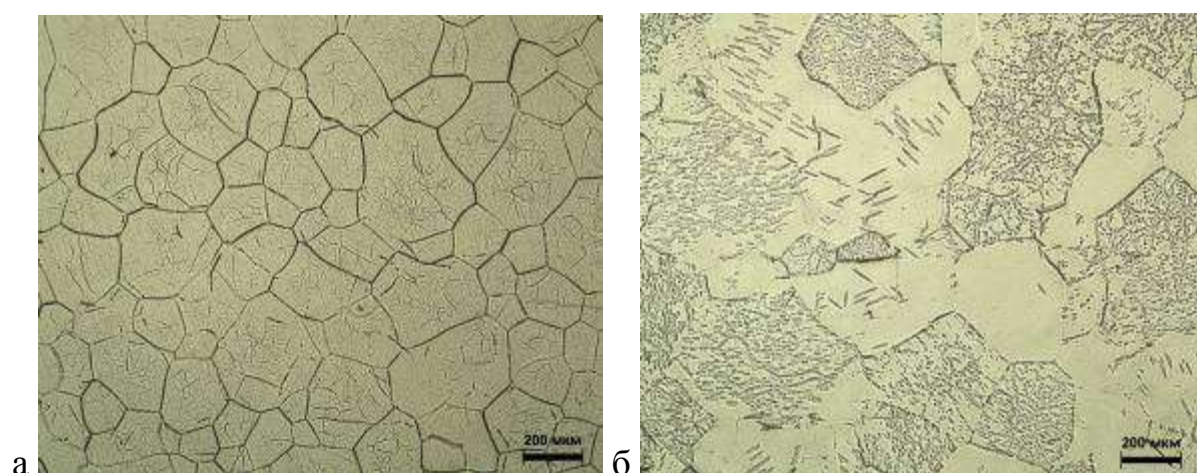


Рисунок 1. Микроструктура сплава IMP-BAZALM в состоянии 1 (а) и 2 (б)

Было проведено электронномикроскопическое исследование образца, подвергнутого холодной пластической деформации в состоянии 4 (рис. 2). β -матрица после холодной деформации имеет характерную вытянутую ячеистую структуру (рис. 2,а). Расчет кольцевых и точечных электронограмм с отдельных деформированных областей (рис. 2,б) указал на присутствие в структуре ω -фазы. Стоит отметить, что частицы ω -фазы достаточно дисперсны, имеют близкую к эллипсоидальной форму и равномерно распределены β -матрице (рис. 2,в).

Результаты электронной микроскопии, связанные с фиксацией в структуре при холодной деформации ω -фазы были подтверждены

рентгенографически (таблица). Природу образования ω - фазы мы связываем с возникновением β -матрицы в результате холодной деформации характерных объемных изменений, которые способствуют протеканию β - ω -превращения. Более подробно это явление рассмотрено нами в статье – И.А. Скиба, О.П. Карасевская, Б.Н. Мордюк, П.Е. Марковский, В.Н.Шиванюк. Влияние инициируемого деформацией $\beta \rightarrow \omega$ - превращения на механическое поведение β -сплавов титана и циркония // Металлофизика и новейшие технологии. 2009. Т. 31. № 11. С. 1573...1587.

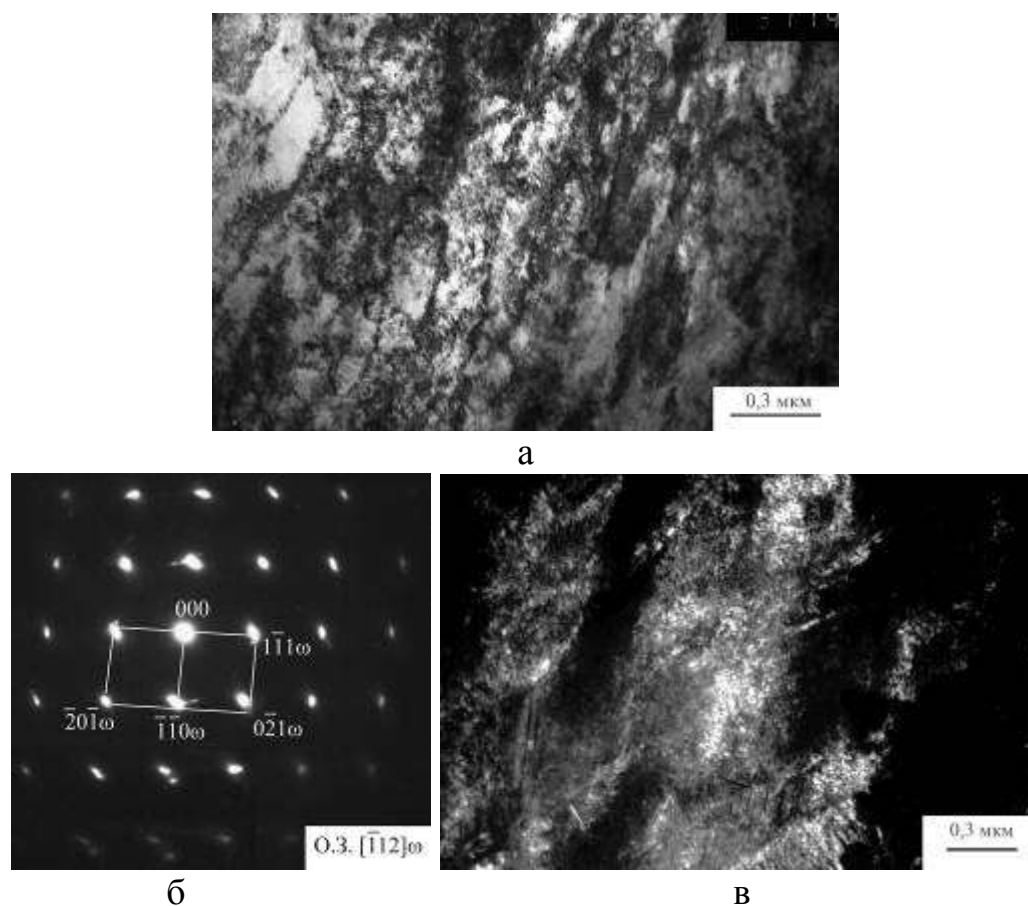


Рисунок 2. Структура сплава в состоянии 4:
а – светлое поле, б – точечная электронограмма,
в – темное поле в свете рефлекса $[1\bar{1}1]\omega$

Установлено, что образующиеся в состояниях 2 и 4 α'' - мартенсит и ω -фаза, соответственно, имеют различный удельный объем, который, исходя из периодов решеток фаз (таблица) составляет $21,15 \cdot 10^{-30} \text{ м}^3/\text{ат}$ для α'' -мартенсита, а для ω -фазы – $20,95 \cdot 10^{-30} \text{ м}^3/\text{ат}$.

Таким образом, проведенное исследование показало, что сплав IMP-BAZALM, в зависимости от условий обработки, может испытывать, как β - α'' -мартенситное превращение при быстром охлаждении в воде с 1000°C (состояние 2), так и β - ω -превращение в условиях проведения интенсивной

холодной деформации (состояние 4), а так же оставаться в метастабильном β -состоянии при неконтролируемом охлаждении с 1000 °С (состояние 1) и ускоренном охлаждении в воду с более низкой температуры 680 °С (состояние 3). Инициирование различного рода наблюдаемых превращений (β - α' -, β - ω -), авторы связывают с различиями в напряженном состоянии сплава, возникающем в условиях закалки и холодной деформации.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ-Укр_а №10-08-90413.

Оглавление

СЕКЦИЯ 1. МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ ОСНОВЕ

ФУНКЦИАЛИЗОВАННЫЕ НАНОТРУБКИ В ПОЛИМЕРНОМ НАНОКОМПОЗИТЕ

Александрова В.М., Никулина А.А. 3

РАЗРАБОТКА ПОДХОДОВ ПО СОЗДАНИЮ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, МЕХАНИЧЕСКИ СОВМЕСТИМЫХ С БИОТКАНЯМИ

Гриб С.В., Колосова Е.В., Хамитов А.А., Горелов В.С.,
Илларионов А.Г. 5

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПРИГОТОВЛЕНИЕ ЛИГАТУР

Al-Nd И Mg-Nd

Ахмедов М.Ч., Лебедев В.А. 8

ИЗУЧЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПЕРЕРАБОТКИ СРЕДНЕ-ТИМАНСКИХ БОКСИТОВ НА ГЛИНОЗЕМ И ЧУГУН

Кырчиков А.В., Логинова И.В. 12

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ЭЛЕКТРОЛИЗ КРИОЛИТГЛИНОЗЕМНЫХ РАСПЛАВОВ С МЕДНЫМИ АНОДАМИ

Николаев А.Ю., Лебедев В.А. 15

КИНЕТИКА РАСТВОРЕНИЯ АКТИВНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ В НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ КРИОЛИТ-ГЛИНОЗЕМНОМ РАСПЛАВЕ

Письмак В.Н., Николаев А.Ю., Лебедев В.А. 18

ПОЛУЧЕНИЕ АКТИВНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С ЦЕЛЬЮ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ЭЛЕКТРОЛИЗА КРИОЛИТ-ГЛИНОЗЕМНЫХ РАСПЛАВОВ

Письмак В.Н., Логинова И.В. 21

КОМПЛЕКСНАЯ ПЕРЕРАБОТКА БОКСИТОВОГО СЫРЬЯ, ЛЕГИРОВАНИЕ РЕДКИМИ МЕТАЛЛАМИ И ИХ СПЛАВЫ

Панов Д.С., Логинова И.В. 24

ВЫБОР КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ ИНТЕРВАЛОВ РАЦИОНАЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu Смирнов В.Л., Ильиных М.В., Зайцева Н.А., Замятин В.М.	27
НЕРАВНОВЕСНОСТЬ ЖИДКОГО СПЛАВА Al – 4 % Cu Резник П.Л., Конашков В.В., Замятин В.М.	31
 СЕКЦИЯ 2. ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЛЕГКИХ СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ ТРАДИЦИОННЫХ И ЭКСТРИМАЛЬНЫХ МЕТОДОВ ВОЗДЕЙСТВИЙ	
ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ ЗА ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ В СПЛАВАХ Al-Mg, Mg-Nd и Mg-Y Ахмедов М.Ч., Лебедев В.А.	34
ОСОБЕННОСТИ СТАРЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg-Si, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Бобрук Е. В., Мурашкин М.Ю., Казыханов В.У.	38
ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Меркушев А.Г., Быстров М.В., Мысик Р.К.	41
НЕКОТОРЫЕ ВАРИАНТЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МАГНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ Дедюхин Д.В., Логинов Ю.Н.	45
ИЗУЧЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В ПРОМЫШЛЕННОМ, ОДНОФАЗНОМ, α -ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ VT5-1 ПРИ ДВУХКОМПОНЕНТНОМ НАГРУЖЕНИИ Бердин Н.В., Бердин В.К., Смыслов А.М.	48
МОДИФИЦИРОВАНИЕ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ЛИГАТУРАМИ Al-Ti-B И Al-Ti-C Смирнов В.Л., Ильиных М.В., Рожин А.В., Замятин В.М.	51

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ВЫЛЕЖИВАНИИ СПЛАВА 1450 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА	
Распосиенко Д.Ю., Кайгородова Л.И., Пушин В.Г.	54
ВЛИЯНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ВАЛ10	
Калугин М.Е., Крючков И.В., Ри Хосен	56
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТА ПАРАМЕТРОВ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР А1 ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ	
Коновалов С.В., Столбоушкина О.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.	59
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДАВЛЕНИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ОТЛИВОК НА ИХ КАЧЕСТВО	
Окладникова Н.В., Ровенский Г.В., Перебоева А.А., Романова А.Г., Биронт В.С.	62
ВЛИЯНИЕ КОНТАКТНОЙ РАЗНОСТИ ПОТЕНЦИАЛОВ НА ПРОЦЕСС РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ АЛЮМИНИЯ	
Невский С.А., Коновалов С.В., Пономарева М.В., Громов В.Е.	65
РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	
Макаров В.В., Куранова Н.Н., Пушин В.Г.	68
ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНУЮ И ФАЗОВУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ТИПА В95	
Троянов В.А., Уксусников А.Н., Пушин В.Г.	69
О ВОЗМОЖНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ АТЕРМИЧЕСКОЙ ω -ФАЗЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ16	
Степанов С.И., Незнахина О.А., Ларькова М.И., Минак А.А., Шалашова Н.В., Илларионов А.Г.	71

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА ПРИ ОБРАБОТКЕ СПЛАВОВ БЛАГОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ	74
Лебедева О.С., Сидельников С.Б., Лопатина Е.С.	
ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПАДА В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ti_2AlNb , ЛЕГИРОВАННОМ ВОДОРОДОМ, ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ СТАРЕНИЯ	77
Хаджиева О.Г., Малевич Ю.А., Федосеева В.А., Илларионов А.Г.	
ВЛИЯНИЕ ДРОБНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЮ β ТИТАНОВОГО СПЛАВА	80
Водолазский Ф.В., Сытьков М.А., Колосова Е.В., Кузьмин А.А., Соловьев А.В., Демаков С.Л.	
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПРОЦЕССЫ ВЫДЕЛЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ ТИТАНА	84
Гадеев Д.В., Карабаналов М.С., Волков А.В., Попов А.А., Илларионов А.Г.	
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОСТДЕФОРМАЦИОННОЙ ВЫДЕРЖКИ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ В ПОЛУФАБРИКАТАХ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА	86
Нарыгина И.В., Колосова Е.В., Водолазский Ф.В., Корчагин И.Н., Илларионов А.Г., Демаков С.Л., Логинов Ю.Н.	
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ, ПОЛУЧЕННЫХ ЗАКАЛКОЙ, В СПЛАВЕ VT16, ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАГРЕВЕ	89
Степанов С.И., Нарыгина И.В., Рыжков М.А., Илларионов А.Г.	
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ВЫСОКОПРОЧНОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПРИ ДВОЙНОМ СТАРЕНИИ	92
Нарыгина И.В., Колосова Е.В., Буслаева Ю.Е., Белослудцева Е.С., Копанева О.С., Илларионов А.Г.	

СЕКЦИЯ 3. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЛЕГКИЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ. НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ: ПОЛУЧЕНИЕ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО АКТИВИРОВАНИЯ НА СВС В СИСТЕМЕ Ti-SiC-C Шкодич Н.Ф., Рогачев А.С.	94
ПРОТОТИПИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ТАБЛЕТИРОВАННЫХ БРИКЕТОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Курганова М.В., Курганова Ю.А.	97
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОВ НАКОПЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ С ЦЕЛЬЮ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ИХ СТРУКТУРЫ Габун Н.В., Потапов А.И.	99
ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ НАНОКЛАСТЕРОВ Болячкин А.С., Карькина Л.Е.	102
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СПИНОДАЛЬНОГО РАСПАДА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ Ломаев С.Л., Васильев Л.С.	105
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА Al – МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩАЯ СТАЛЬ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЖИДКОФАЗНОГО СОВМЕЩЕНИЯ Цаплина Е.М., Шарапова В.А., Неймышев Е.В., Мальцева Л.А.	107
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА Пушин А.В., Кунцевич Т.Э., Попов А.А., Пушин В.Г.	109

СЕКЦИЯ 4. СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ И МАТЕРИАЛОВ

ВЛИЯНИЕ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ И УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0 Труш В.С., Федирко В.Н.	111
ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМА СТАРЕНИЯ ПРЕССОВАННЫХ ПРОФИЛЕЙ ИЗ СПЛАВА АД33 Первухин Е.В., Железняк Л.М.	115
ВЛИЯНИЕ ИОННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРЕН Костенко Е.А., Малышева С.П.	117
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛЫХ ДОБАВОК ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ НАГРЕВЕ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ А1 СПЛАВОВ Рязанцева М.А., Солонин А.Н., Портной В.К.	121
ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ β -ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-15Mo-5Zr-3Al МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СОЧЕТАНИИ С ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ Медведев А.Е., Семёнова И.П.	124
ПОЛУЧЕНИЕ МИКРОЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al – Fe – Mn Котов А.Д., Михайловская А.В., Портной В.К.	128

СЕКЦИЯ 5. ПРОГРЕССИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЛЕГКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕРМОАДЬЮСТАЖНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛИТ ИЗ СПЛАВА МАРКИ В96Ц-3ПЧ Терентьев П.А., Железняк Л. М.	131
--	-----

ВНЕДРЕНИЕ СОВМЕЩЕННОГО ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ И ЗАКАЛКИ ПРУТКОВ ИЗ СПЛАВА 6061 С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ТЭП Каткова В.М., Железняк Л.М.	133
СТАБИЛЬНОСТЬ СВОЙСТВ ПРЕССОВАННЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6 В ПРОМЫШЛЕННЫХ УСЛОВИЯХ Дегтярева О.Ф., Антоненко Л.В., Логинов Ю.Н.	135
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ПОЛОС ИЗ АЛЮМИНИЯ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ПРОКАТА Киселева Т.В., Железняк Л.М.	138
ПОИСК ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА НАГРЕВА ПОД ЗАКАЛКУ ПЛИТ И ЛИСТОВ ИЗ СПЛАВА МАРКИ 6061 Калинина Н.А., Железняк Л.М.	140
ПОВЫШЕНИЕ СЛУЖЕБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТЕРМООБРАБОТАННЫХ ПЛИТ СПЛАВА 1370 ПУТЕМ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ Кондакова И.В., Железняк Л.М.	143
МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЯ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.	146
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВРЕМЕНИ НА ВЕЛИЧИНУ ПРУЖИНЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПРАВКИ ПЛОСКОЙ ПЛАСТИНЫ ИЗ СПЛАВА ВТ6 Лукьянов В.В., Бердин В.К.	149
ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 01417 Ворошилов Д.С., Сидельников С.Б., Лопатина Е.С.	152
ЭФФЕКТИВНЫЙ СПОСОБ СНИЖЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И КОРОБЛЕЙ ПРИ ЗАКАЛКЕ ШТАМПОВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Исякаев К.Т., Семовских С.В.	155

ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МАЛОРАСТВОРИМЫХ ПРИМЕСЕЙ И ФОРМИРОВАНИЕ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ НА ИХ ОСНОВЕ В ТИТАНЕ МАРКИ ВТ1-0	Нечаенко Д.А., Манохин С.С., Иванов М.Б.	158
ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ПЛАСТИЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	Панин П.В., Грушин И.А., Крылов С.А., Скворцова С.В.	162
ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ПРИ НОРМАЛЬНОЙ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	Шалин А.В., Дзунович Д.А., Пожого В.А., Скворцова С.В.	164
СЕКЦИЯ 6. СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ		
РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ОЦЕНКИ УПОРЯДОЧЕННОСТИ СТРУКТУРЫ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ	Носова Е.А., Гречников Ф.В.	166
ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ДЛЯ ОБРАБОТКИ ОБРАТНЫХ ПОЛЮСНЫХ ФИГУР ПРИ ОЦЕНКЕ ТЕКСТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	Котов В.В., Логинов Ю.Н.	169
ПРОЧНОСТНЫЕ РАСЧЕТЫ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ПРЕССОВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ	Зорихин Д.В., Логинов Ю.Н., Инатович Ю.В.	172
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ ВЫСОКОРАЗРЕШАЮЩЕЙ АНАЛИТИЧЕСКОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ УПОРЯДОЧЕННОЙ ФАЗЫ Ti_3Al В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6	Манохин С.С., Иванов М.Б.	174
СОЗДАНИЕ РАСЧЕТНЫХ МЕТОДОВ ОЦЕНКИ ГРЯЧЕЛОМКОСТИ И ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРИ РАЗРАБОТКЕ НОВЫХ ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	Поздняков А.В., Золоторевский В.С.	178

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ИХ ТЕХНОЛОГИЧНОСТЬ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ	Томилова И.В., Носова Е.А.	181
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СВЯЗИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ СО СТРУКТУРНЫМИ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al – Zn – Mg – Cu	Хомутов М.Г., Солонин А.Н., Чурюмов А.Ю.	183
СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ СТЕКЛОВАНИИ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ СПЛАВА Fe ₈₃ B ₁₇	Дейч Д.Б., Косилов А.Т.	186
СЕКЦИЯ 7. ПРИМЕНЕНИЕ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ И МАТЕРИАЛОВ		
РАЗРАБОТКА И СОЗДАНИЕ УСТРОЙСТВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДТИТАНОВЫХ ТЕРМОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ, ОБЛАДАЮЩИХ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХУПРУГОСТИ	Родионова Е.А., Фаткуллин О.Х., Халов М.О.	189
НОВОЕ ПОКОЛЕНИЕ ШТАМПОВАННОЙ ПРОДУКЦИИ НА ОАО «КУМЗ»	Алексеев С.Ю.	192
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО β-СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-Nb-Mo-Zr	Голосова О.А., Колобов Ю.Р.	195
СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА	Медисон В.В., Голубев В.И.	198
ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	Гриб С.В., Илларионов А.Г., Марковский П.Е., Скиба И.А., Попов А.А., Ивасишин О.М.	201

А

Александрова В.М.	3
Алексеев С.Ю.	192
Антоненко Л.В.	135
Ахмедов М.Ч.	8, 34

Б

Белослудцева Е.С.	92
Бердин В.К.	48, 149
Бердин Н.В.	48
Биронт В.С.	62
Бобрук Е.В.	38
Болячкин А.С.	102
Буслаева Ю.Е.	92
Быстров М.В.	41

В

Васильев Л.С.	105
Водолазский Ф.В.	80, 86
Волков А.В.	84
Ворошилов Д.С.	152

Г

Габун Н.В.	99
Гадеев Д.В.	84
Голосова О.А.	195
Голубев В.И.	198
Горелов В.С.	5
Гречников Ф.В.	166
Гриб С.В.	5, 201
Громов В.Е.	59, 65, 146
Грушин И.А.	162

Д

Дегтярева О.Ф.	135
Дедюхин Д.В.	45
Дейч Д.Б.	186
Демаков С.Л.	80, 86
Дзунович Д.А.	164

Ж

Железняк Л.М.	115, 131, 133, 138, 140, 143
---------------	---------------------------------

З

Загуляев Д.В.	146
Зайцева Н.А.	27
Замятин В.М.	27, 31, 51
Золоторевский В.С.	178
Зорихин Д.В.	172

И

Иванов М.Б.	158, 174
Иванов Ю.Ф.	59, 146
Ивасишин О.М.	201
Илларионов А.Г.	5, 71, 77, 84, 86, 89, 92, 201
Ильиных М.В.	27, 51
Инатович Ю.В.	172
Исякаев К.Т.	155

К

Казыханов В.У.	38
Кайгородова Л.И.	54
Калинина Н. А.	140
Калугин М.Е.	56
Карабаналов М.С.	84
Карькина Л.Е.	102
Каткова В.М.	133
Киселева Т.В.	138
Колобов Ю.Р.	195
Колосова Е.В.	5, 80, 86, 92
Конашков В.В.	31
Кондакова И.В.	143
Коновалов С.В.	59, 65, 146
Копанева О.С.	92
Корчагин И.Н.	86
Косилов А.Т.	186
Костенко Е.А.	117
Котов А.Д.	128
Котов В.В.	169
Крылов С.А.	162
Крючков И.В.	56
Кузьмин А.А.	80
Кунцевич Т.Э.	109
Куранова Н.Н.	68
Курганова М.В.	97
Курганова Ю.А.	97
Кырчиков А.В.	12

Л

Ларькова М.И.	71
Лебедев В.А.	8, 15, 18, 34
Лебедева О.С.	74
Логинов Ю.Н.	45, 86, 135, 169, 172
Логинова И.В.	12, 21, 24
Ломаев С.Л.	105
Лопатина Е.С.	74, 152
Лукьянов В.В.	149

М

Макаров В.В.	68
Малевич Ю.А.	77
Малышева С.П.	117
Мальцева Л.А.	107
Манохин С.С.	158, 174
Марковский П.Е.	201
Медведев А.Е.	124
Медисон В.В.	198
Меркушев А.Г.	41
Минак А.А.	71
Михайловская А.В.	128
Мурашкин М.Ю.	38
Мысик Р.К.	41

Н

Нарыгина И.В.	86, 89, 92
Невский С.А.	65
Незнахина О.А.	71
Неймышев Е.В.	107
Нечаенко Д.А.	158
Николаев А.Ю.	15, 18
Никулина А.А.	3
Носова Е.А.	166, 181

О

Окладникова Н.В.	62
------------------	----

П

Панин П.В.	162
Панов Д.С.	24
Первухин Е.В.	115
Перебоева А.А.	62
Письмак В.Н.	18, 21
Пожога В.А.	164
Поздняков А. В.	178
Пономарева М.В.	65
Попов А.А.	84, 109, 201
Портной В.К.	121, 128
Потапов А.И.	99
Пушин А.В.	109
Пушин В.Г.	54, 68, 69, 109

Р

Распосиенко Д.Ю.	54
Резник П.Л.	31
Ри Хосен	56
Ровенский Г.В.	62
Рогачев А.С.	94
Родионова Е.А.	189
Рожин А.В.	51
Романова А.Г.	62
Рыжков М.А.	89
Рязанцева М. А.	121

С

Семёнова И.П.	124
Семовских С.В.	155
Сидельников С.Б.	74, 152
Скворцова С.В.	162, 164
Скиба И.А.	201
Смирнов В.Л.	27, 51
Смыслов А.М.	48
Соловьев А.В.	80
Солонин А.Н.	121, 183
Степанов С.И.	71, 89
Столбоушкина О.А.	59
Сытьков М.А.	80

Т

Терентьев П.А.	131
Томилова И.В.	181
Троянов В.А.	69
Труш В.С.	111

У

Уксусников А.Н.	69
-----------------	----

Ф

Фаткуллин О. Х.	189
Федирко В.Н.	111
Федосеева В.А.	77

Х

Хаджиева О.Г.	77
Халов М.О.	189
Хамитов А.А.	5
Хомутов М.Г.	183

Ц

Цаплина Е.М.	107
--------------	-----

Ч

Чурюмов А. Ю.	183
---------------	-----

Ш

Шалашова Н.В.	71
Шалин А.В.	164
Шарапова В.А.	107
Шкодич Н.Ф.	94

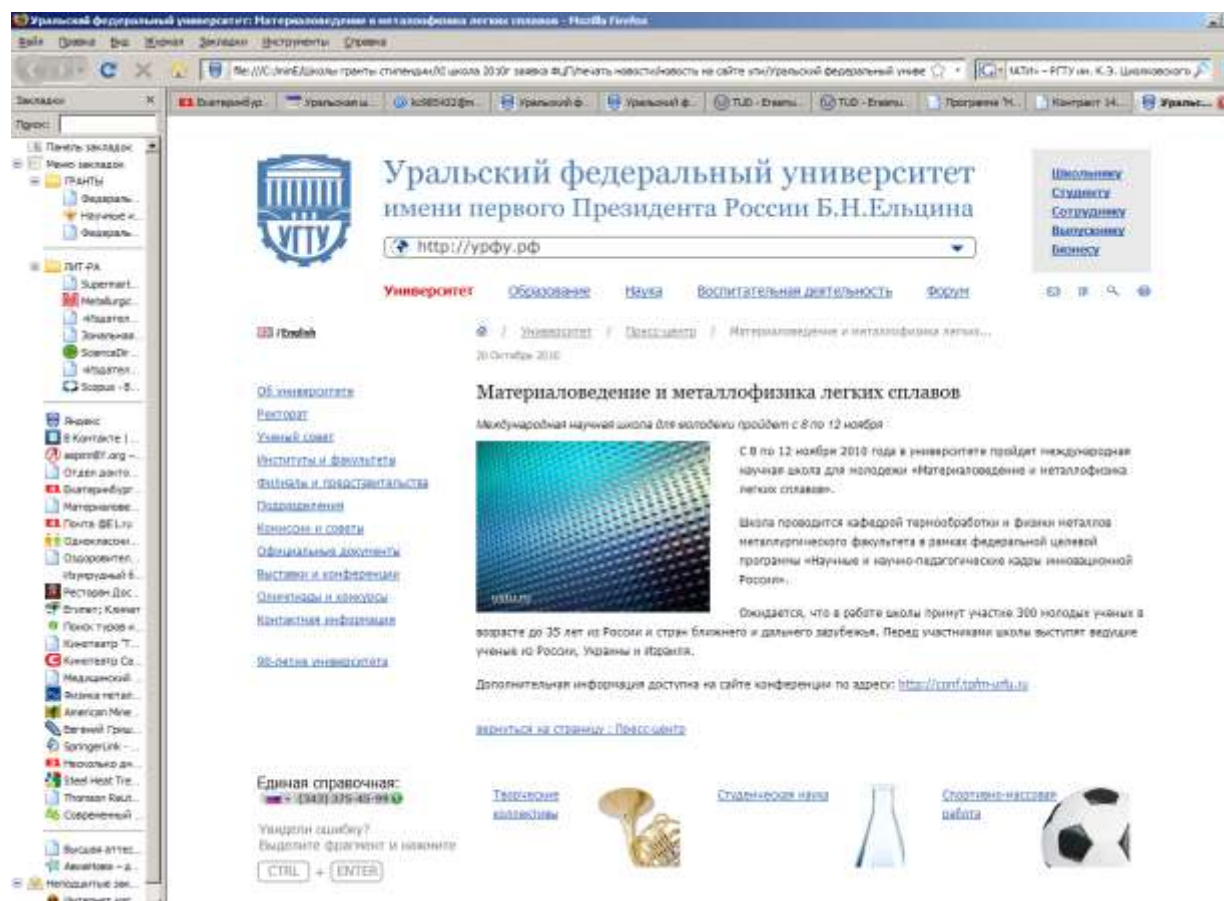
Приложение Ж

Приложение 3

Размещение информации о проведении Школы в СМИ

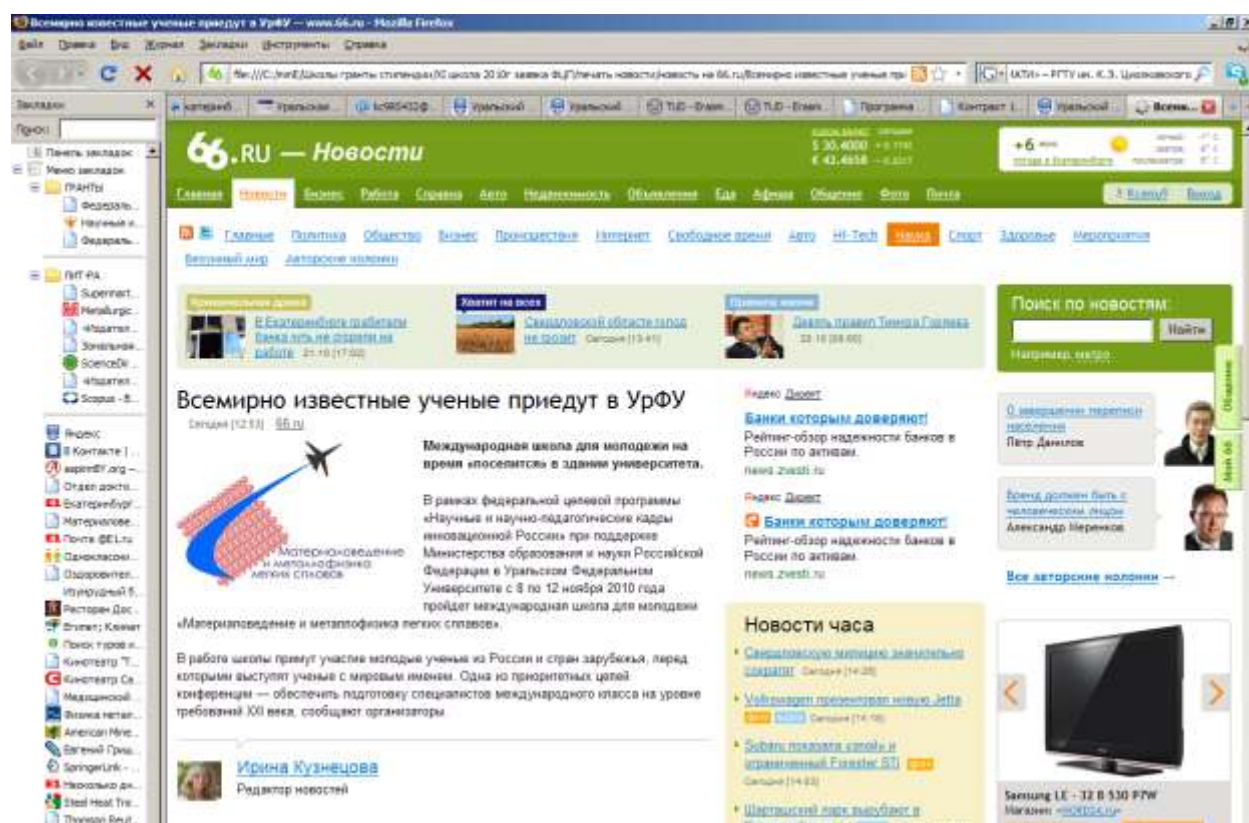
1. Новость о проведении Школы на сайте университета

<http://www.ustu.ru/home/press/news/article/materialovedenie-i-metallofizika-legkikh-splavov/>



2. Новость о проведении Школы на областном сайте

<http://www.66.ru/news/science/71804/>



3. Новость о проведении Школы в Российской газете (Федеральный выпуск, вторник 2 ноября 2010 №248 (5327))

